ZESZYT 8 WARSZAWA, SIERPIEŃ, 1930. ROK XII

MECHANIK

MIESIĘCZNIK TECHNICZNY

WARSZAWA, UL. CZACKIEGO № 3

WYDAWANY PRZEZ SEKCJĘ WARSZTATOWĄ STOWARZYSZENIA INŻYNIERÓW MECHANIKÓW POLSKICH

Wpływ sposobu chłodzenia i sztucznego starzenia na własności mechaniczne stali narzędziowej.[1]

Napisał inż. St. Orzechowski — Centralne Laboratorjum P. W. U.

Treść: Własności mechaniczne stali narzędziowych po wyżarzaniu powyżej punktów przełomowych i następnem ochłodzeniu: z piecem, na powietrzu i wodzie. Własności mechaniczne po wyżarzeniu poniżej punktów przełomowych i następnem ochłodzeniu jak wyżej. Własności mechaniczne po hartowaniu i odpuszczeniu. Zmienność zakresu kruchości na zimno w zależności od różnych sposobów obróbki i szybkości chłodzenia. Wpływ temperatury wyżarzania, sposobu chłodzenia i struktury na własności mechaniczne. Wpływ sztucznego starzenia (sezonowania) stali hartowanej na udarność.

Wielokrotnie już stwierdzono, że sposób chłodzenia po wyżarzeniu i odpuszczaniu posiada doniosły wpływ na własności stali. W odniesieniu do stali węglistych miękich i półtwardych zostało to zagadnienie opracowane przez prof. Dr. Czopiwskiego[2]). Przedmiotem niniejszej pracy było określenie wpływu tego czynnika na własności stali węglistych najtwardszych.

Skład chemiczny użytej do badań stali był następujący:

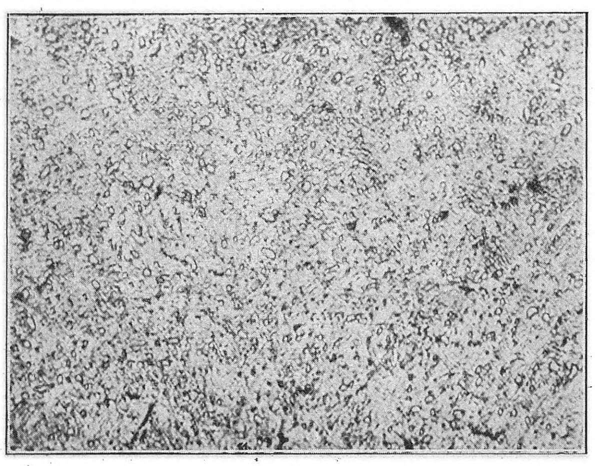
C	*Mn*	*Si*	*P*	*S*	*Cu*
0,86	0,195	0,405	0,017	0,008	0,102

W stanie dostarczonym przez hutę stal posiadała strukturę perlitu kulkowego.

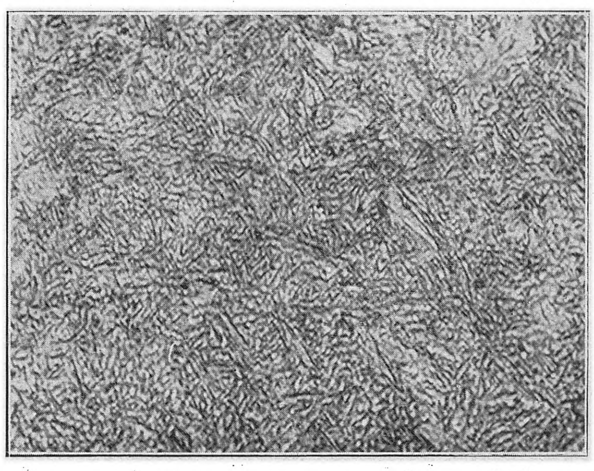
Wstępne badania polegały na określeniu temperatury przemiany allotropowej, co wykonano na dilatometrze Chevenard'a. Jak wykazała krzywa rozszerzalności przemiana ta odbywa się w temperaturze 740°. Następnie przeprowadzono badania nad określeniem optymalnej temperatury hartowania. W tym celu hartowano w różnych temperaturach, począwszy od 750° aż do 850° po dwie próbki w każdej temperaturze i określano każdorazowo ich twardość. Okazało się że twardość wzrasta aż do temperatury hartowania 770°, poczem początkowo nie ulega zmianom, a zaczyna opadać przy bardzo wysokich temperaturach. Twardość otrzymana przez hartowanie w 770° wynosiła 675 kg/mm² Jako temperaturę hartowania przyjęto więc 770°.

Obserwacje mikroskopowe hartowanych próbek wykazały, że hartowanie w temperaturach poniżej 850° nie daje jednolitego martenzytu, lecz że występuje w nim jeszcze częściowo nierozpuszczony cementyt w postaci kulek (rys. 1). Dopiero hartowanie w 850° dało sam martenzyt, jednak znacznie grubszy (rys. 2).

Podgrzanie stali o strukturze perlitu kulkowego do temperatur niewiele powyżej przemiany nie prowadzi zatem do całkowitego rozpuszczenia się cementytu — mimo iż stal, jak w danym wypadku, posiada skład eutektoidalny. Ponieważ w procesie rozpuszczania się odgrywa rolę — obok temperatury — także czas nagrzewania, przeto podjęto próby, mające na celu określenie w jakim stopniu czynnik ten współdziała w danym procesie. Poprzednio hartowane próbki utrzymywano w temperaturze har-



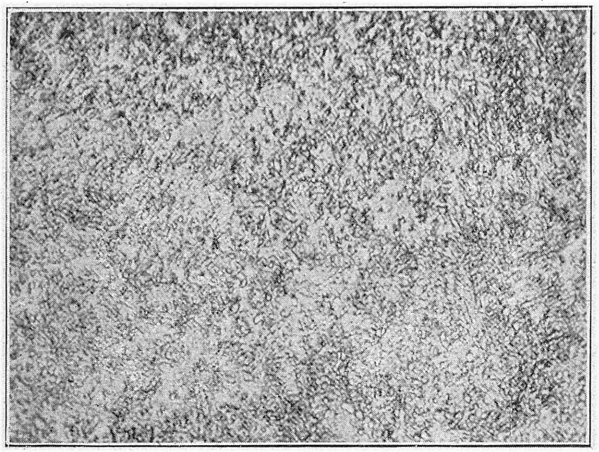
Rys. 1. Struktura stali narzędziowej hartowanej po półgodzinnem ogrzewaniu w temp. 770° (× 600).



Rys. 2. Struktura stali narzędziowej hartowanej po półgodzinnem ogrzewaniu w temp. 850° (× 600).

[1]) Referat wygłoszony na IV-tym Zjeździe Inż. Mech. w dn. 2—4 maja r. b. [2]) Przegląd Techniczny. 1928 № 1.

towania przez ½ godziny. Obecnie zatem hartowano po jedno — i dwugodzinnem ogrzaniu w 770°. Okazało się, że dłuższe ogrzewanie także nie spowodowało całkowitego rozpuszczenia się cementytu, bo i przy dwugodzinnem ogrzewaniu ilość nierozpuszczonego cementytu niewiele była mniejsza,



Rys. 3. Struktura stali narzędziowej hartowanej po dwugodzinnem ogrzewaniu w temp. 770° (× 600).

niż po ogrzaniu półgodzinem — jak to wykazuje mikrofotografja 3, sporządzona z próbki podgrzewanej dwie godzinny.

Cementyt kulkowy rozpuszcza się zatem bardzo trudno, przyczem poważniejszą rolę odgrywa tu temperatura, niż czas nagrzewania. W danym wypadku całkowite rozpuszczenie osiągnięto w temperaturze 850°. Tę więc temperaturę przyjęto dla wyżarzania właściwego, mającego dać perlit pasemkowy.

Wyżarzanie w tej temperaturze trwało godzinę. Po wyżarzeniu chłodzono w trojaki sposób: 1) razem z piecem z przeciętną szybkością około 1° min, 2) na powietrzu — z szybkością około 0,5° sek., i 3) z piecem aż do temperatur poniżej punktu przełomowego, a więc do 670° a następnie, w wodzie. Ostatni sposób chłodzenia wywołuje w materjale naprężenia wewnętrzne, które obniżają jego udarność. Celem usunięcia ich, stosowano, polecane przez prof. Czopiwskiego, ulepszanie, polegające na ponownem ogrzaniu materjału, skruszałego przez studzenie w wodzie, do 400° i następnem powolnem chłodzeniu z piecem.

Otrzymane wyniki zestawione są w poniższej tabeli:

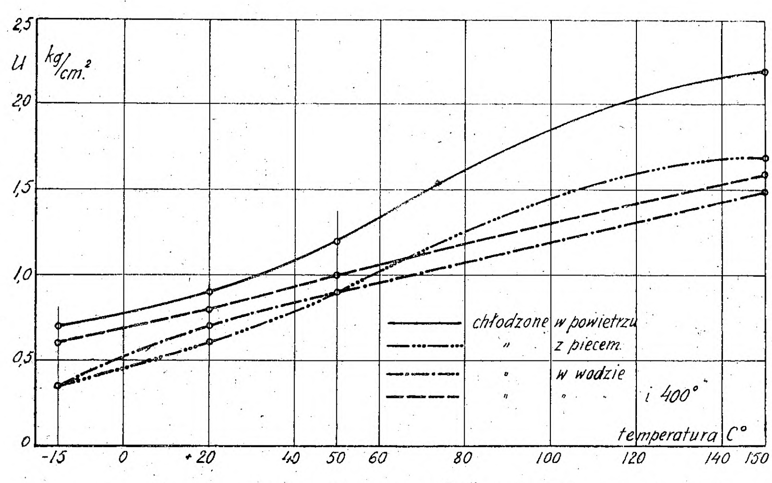
Wyżarzane w 850° i chłodzone:

	na powietrzu	z piecem	w wodzie	kombinowane
B kg/mm²	280,0	210,0	225,0	219,0
R „	97,3	79,0	82,7	81,5
Q „	46,8	—	—	—
A %	11,4	11,8	11,0	11,9
C %	29,3	14,1	13,5	15,4
U_{-15° kgm/cm²	0,7	0,4	0,4	0,6
U_{+20° „	0,9	0,6	0,7	0,8
U_{+50° „	1,2	0,9	0,9	1,0
U_{+150° „	2,2	1,7	1,5	1,6

Jak widać, stosując różne szybkości chłodzenia po wyżarzeniu w 850°, otrzymujemy dwie zasadnicze grupy własności mechanicznych. Jedną grupę stanowią własności otrzymane przez ochłodzenie na powietrzu od temperatury wyżarzenia (normalizację). Cechują ją najwyższa wytrzymałość na rozerwanie, twardość oraz najwyższe przewężenie i udarność. Drugą grupę własności zbliżonych między sobą, a różnych od poprzednich, otrzymujemy przez: studzenie z piecem aż do temperatur otoczenia, studzenie z piecem do 670°, a poniżej w wodzie, jak poprzednio, jednak połączone z następnem ogrzaniem do 400° i powolnem ochłodzeniem. Wszystkie te sposoby chłodzenia dają niższą twardość, wytrzymałość, przewężenie i udarność, niż otrzymane drogą normalizacji.

Z powyższego można wnioskować, że przy danem wyżarzeniu najbardziej decydującą dla własności stali jest szybkość, z jaką materjał przechodzi temperaturę przemiany. Na słuszność tego wniosku wskazuje obserwacja mikroskopowa, która wykazała przy wszystkich trzech sposobach chłodzenia połączonych z powolnem przejściem przemiany — wyraźnie zarysowany perlit pasemkowy podczas, gdy chłodzenie na powietrzu dało perlit bardzo niewyraźny, raczej już jego sorbityczną odmianę.

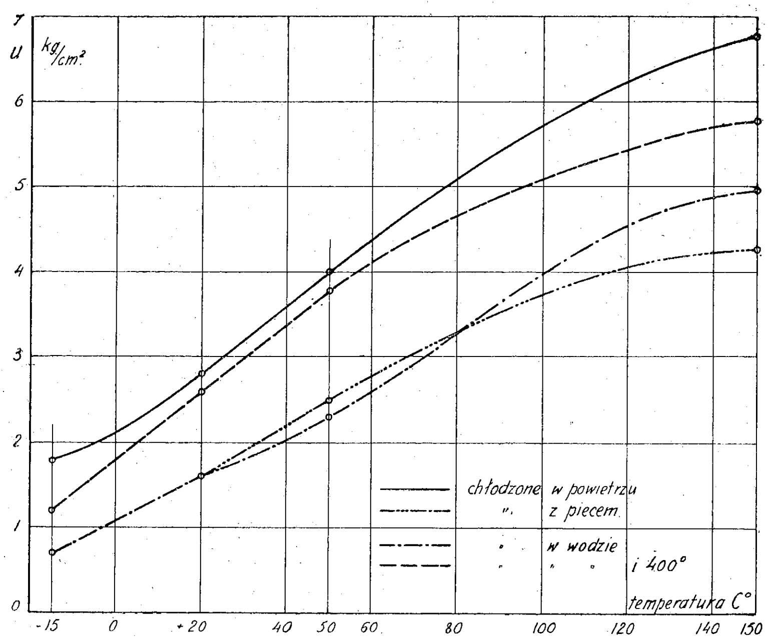
W grupie drugiej, gdzie zmienianą była szybkość chłodzenia od temperatury poniżej krytycznej, zaznacza się, wprawdzie mniej wybitna, nie mniej jednak wyraźna zależność własności mechanicznych od sposobu chłodzenia. Studzenie z piecem wywołało objawy kruchości wyżarzenia, dając przy najniższej twardości i wytrzymałości również niskie przewężenie i udarność.



Rys. 4. Zależność udarności od temperatury badania i sposobu chłodzenia po wyżarzaniu w 850°.

Studzenie w wodzie wywołuje również objawy kruchości, jednak spowodowanej nadmiernemi naprężeniami. Otrzymano tu wyższą twardość i wytrzymałość, podobną udarność, niższe przewężenie i najmniejszą wydłużalność. Usuwając naprężenie wewnętrzne przez „odpuszczenie" w 400° podnosimy jakość materjału: twardość i wytrzymałość przyjmują wartości pośrednie, przewężenie wyraźnie wzrasta, a udarność zbliża się (w temperaturach otoczenia i niższych) do wysokości osiągniętej przez normalizację.

Zmiany udarności, otrzymanej różnemi sposobami chłodzenia zależnie od temperatury badania przedstawia rys. 4. Widoczną jest zależność tej własności od sposobu chłodzenia, oraz stały jej wzrost z temperaturą badania.



Rys. 5. Zależność udarności od temperatury badania i sposobu chłodzenia po wyżarzaniu w 710°.

Drugim rodzajem stosowanej obróbki termicznej było wyżarzanie na miękko — dające perlit kulkowy. Wyżarzanie przeprowadzono w temperaturze 710°, a ponieważ materjał posiadał już strukturę perlitu kulkowego, chodziło tylko o zbadanie wpływu chłodzenia, wyżarzano krótko, bo tylko 1 godzinę. Chłodzono w ten sam sposób, jak poprzednio.

Otrzymane wyniki podaje poniższa tabela:

Wyżarzane w 710° 1 godzinę i chłodzone:

	na powietrzu	z piecem	w wodzie	kombinowane
B kg/mm²	172,0	160,0	179,0	168,0
R "	64,7	61,3	65,4	62,7
Q "	—	34,9	34,4	32,8
A %	25,0	19,0	20,2	21,5
C %	57,1	40,7	48,3	52,6
U_{-15° kgm/cm²	1,8	0,7	0,7	1,2
U_{+20° "	2,8	1,6	1,6	2,6
U_{+50° "	4,0	2,5	2,3	3,8
U_{+150° "	6,8	4,3	5,0	5,8

Jak widać, wyżarzanie na mięko zapewnia materjałowi znacznie wyższą obrabialność, niż wyżarzanie właściwe względnie normalizacje.

Twardość, wytrzymałość i granica płynności są znacznie niższe, a wydłużenie, przewężenie i udarność — wyższe niż po wyżarzaniu właściwem.

Wpływ sposobu chłodzenia zaznacza się bardzo wyraźnie. Najkorzystniejszem okazuje się średnio szybkie chłodzenie — na powietrzu, najmniej wskazane chłodzenie z piecem i w wodzie. Najwyraźniej zaznacza się rola sposobu chłodzenia w odniesieniu do udarności. Jak widać z rys. 5, najwyższą udarność otrzymujemy właśnie przez chłodzenie na powietrzu, a najniższą przez chłodzenie z piecem i w wodzie.

Podobnie badano wpływ sposobu chłodzenia po odpuszczaniu w 600° materjału hartowanego. Odpuszczanie trwało ½ godziny, a chłodzono w sposób opisany przy wyżarzeniu. Rezultaty przedstawia tabela:

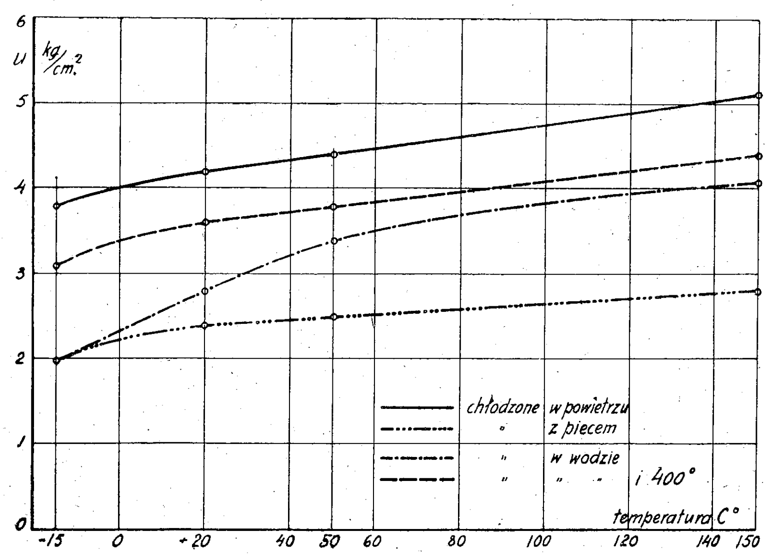
Hartowane i odpuszczane w 600°, chłodzone

	na powietrzu	z piecem	w wodzie	kombinowane
B kg/mm²	296,0	290,0	313,0	305,0
R "	92,5	91,3	93,3	92,8
Q "	86,3	88,7	90,3	86,8
A %	14,9	10,5	10,1	10,4
C %	49,6	38,1	36,0	42,3
U_{-15° kgm/cm²	3,8	2,0	2,0	3,1
U_{+20° "	4,2	2,4	2,8	3,6
U_{+50° "	4,4	2,5	3,4	3,8
U_{+150° "	5,1	2,8	4,1	4,4

Własności mechaniczne stali odpuszczanej zależą w jeszcze wyższym stopniu od sposobu chłodzenia, niż przy wyżarzaniu. Zależność ta ma stale ten sam charakter. Najodpowiedniejszem okazuje się chłodzenie na powietrzu, najmniej korzystnem — chłodzenie z piecem.

Bardzo wyraźną zależność od sposobu chłodzenia wykazuje — jak poprzednio — udarność, której przebieg, w zależności od sposobu studzenia i temperatury badania przedstawia rys. 6.

W przeciwieństwie do udarności stali wyżarzonej, własność ta po odpuszczeniu zależy tylko w nieznacznym stopniu od temperatury badania — innemi słowy, zakres kruchości na zimno leży bardzo nisko. W jednym tylko wypadku — chłodzenia w wodzie — zaznacza się spadek krzywej już poniżej 50°. Ten sposób chłodzenia jest więc podwój-



Rys. 6. Zależność udarności od temperatury badania i sposobu chłodzenia po odpuszczaniu w 600°.

nie szkodliwym—raz, że daje wogóle niską udarność, powtóre, że przesuwa obszar kruchości na zimno ku wyższym temperaturom.

Mianem sztucznego starzenia (sezonowania) określa się długotrwałe odpuszczanie w niskich temperaturach (100, 150°).

Węgliste stale narzędziowe posiadają obok wysokiej twardości (w stanie hartowanym) znaczną kruchość. Podniesienie udarności, drogą odpowiedniej obróbki, przy równoczesnem nieznacznem obniżeniu twardości, zapewniłoby narzędziu wyższą wartość. Rezultat ten starano się osiągnąć właśnie drogą sztucznego starzenia. Dla celów porównawczych przeprowadzono również odpuszczanie (półgodzinne) w temperaturach 300, 400, 500 i 600°. Starzenie samo przeprowadzono w temperaturach 100 i 150°, a czas starzenia wynosił 6, 12, 48 i 96 godzin. Pomiary udarności prób starzonych wykonano na specjalnym młotku Charpy'go o rozporządzalnej energji 0,3 kgm.

Temp. starzenia	Czas h	B kg/mm²	U+20° kgm/cm²	Temp. odpuszcz.	B kg/mm²	U+20° kgm/cm²
100°	0	675	0,105	300°	570	0,3
	6	683	0,11			
	12	683	0,13			
	24	678	0,14	400°	439	1,4
	48	668	0,16			
	96	665	0,14			
150°	6	654	0,12	500°	365	2,2
	12	640	0,13			
	24	636	0,24			
	48	627	0,24	600°	276	4,2
	96	621	0,24			

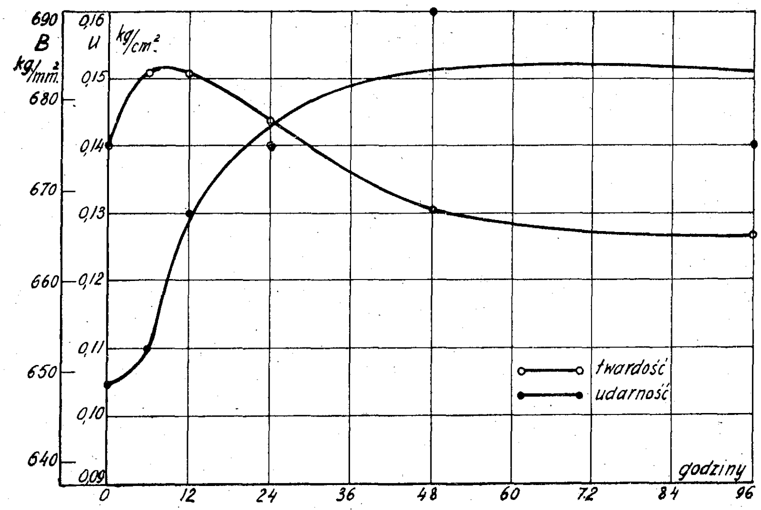
Wyniki sztucznego starzenia i odpuszczania zestawiono w powyższej tabeli, oraz na wykresach 7, 8 i 9. Wykresy 7 i 8 obrazują wpływ starzenia w temperaturach 100 i 150°. Wykres 9 przedstawia zmiany twardości i udarności (mierzonej w temperaturze 20°) z temperaturą odpuszczania, przyczem dla temperatur 100 i 150° zamieszczono najwyższe osiągalne wartości udarności i odpowiednie twardości.

Jak widać z tabeli krótkie starzenie w 100° (do 12 godzin) podnosi twardość, poczem opada ona, początkowo wyraźnie, a następnie bardzo nieznacznie. Udarność wzrasta stale do około 48 godzin starzenia, poczem nie zmienia się.

Starzenie w 150° daje początkowo gwałtowny spadek twardości, kończący się przy 12 godzinach. Podobnie udarność — początkowo stale wzrasta, osiągając maksimum po 24 godzinach, poczem nie zmienia się już zupełnie.

Wzrostowi udarności przy sztucznem starzeniu towarzyszy spadek twardości. Powstaje pytanie, czy tego rodzaju obróbka termiczna opłaci się w porównaniu z odpuszczaniem w wyższych temperaturach.

Odpowiedź na to daje wykres 9. Jak widać sztuczne starzenie w 150° daje praktycznie tę samą udarność, co odpuszczanie w 300°, podczas gdy twardość różni się już wybitnie, a różnica wynosi



Rys. 7. Zmiany twardości i udarności z czasem sztucznego starzenia w temp. 100°.

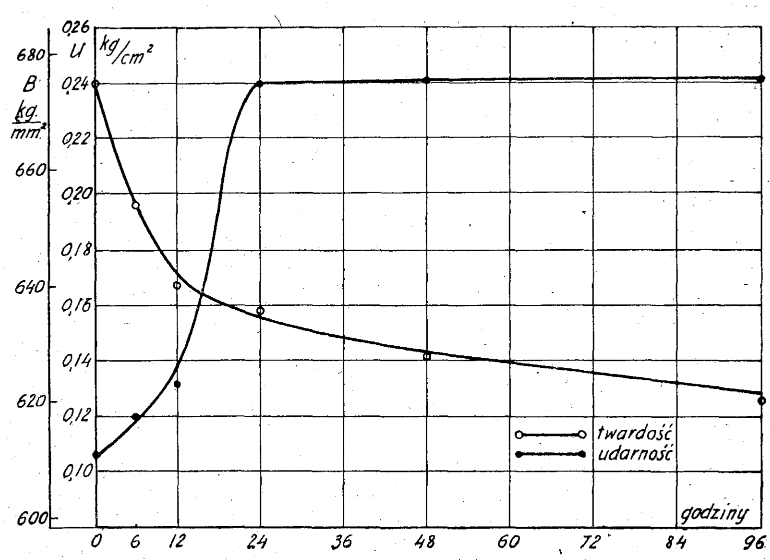
około 70 kg/mm² — na korzyść sztucznego starzenia.

Sztuczne starzenie posiada zatem tę zaletę w porównaniu z odpuszczaniem w wyższych temperaturach, że podnosząc udarność do tego samego poziomu, co odpuszczanie, zachowuje znacznie wyższą twardość.

Wnioski:

1. Sposób chłodzenia po wszystkich stosowanych rodzajach obróbki termicznej ma wpływ na własności mechaniczne badanej stali.

2. Przy wyżarzaniu w temperaturach powyżej przemian, najbardziej decydująca jest szybkość, z jaką materjał przebywa temperaturę krytycznej przemiany. Mniej daje się odczuć rola szybkości



Rys. 8. Zmiany twardości i udarności z czasem sztucznego starzenia w temp. 150°.

studzenia w zakresie temperatur poniżej przemiany.

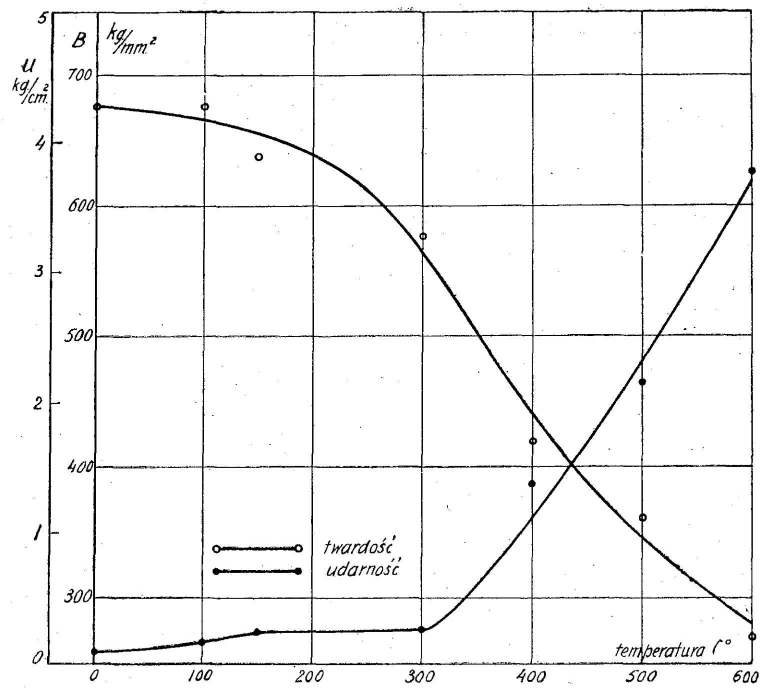
3. Szybkość chłodzenia w tym zakresie temperatur, po wyżarzeniu na miękko, różniczkuje wy-

raźniej własności stali. Najkorzystniejszem okazało się studzenie ze średnią szybkością t. j. na powietrzu. Bardzo powolne studzenie — z piecem — wywołuje objawy kruchości wyżarzania; bardzo szybkie — w wodzie — czyni również materjał kruchym, dzięki powstającym w nim naprężeniom wewnętrznym, wywołanym zbyt gwałtownem stygnięciem w temperaturach poniżej 400°. Usuwając te naprężenia przez ponowne ogrzanie do 400° i powolne ostudzenie, podnosimy własności stali prawie do tego poziomu, który dał najkorzystniejsze studzenie — na powietrzu.

4. Wyżarzanie na miękko nadaje materjałowi znacznie lepszą obrabialność, niż wyżarzenie właściwe, lub normalizacja.

5. Odpuszczanie w 600° wymaga również chłodzenia na powietrzu.

6. W wypadku wyżarzania na miękko i odpuszczania w 600° sumują się wpływy dłuższego przebywania materjału w zakresie niebezpiecznych temperatur i powolnego stygnięcia w tym zakresie, stąd różne sposoby chłodzenia dają wyraźniejsze różnice własności, niż przy wyżarzaniu właściwem.



Rys. 9. Zmiany twardości i udarności z temperaturą odpuszczania.

Przy tych rodzajach obróbki termicznej należy zatem zwracać szczególną uwagę na sposób chłodzenia.

7. Sztuczne starzenie, celem podniesienia udarności stali hartowanej, okazuje się korzystniejszem, niż odpuszczanie w wyższych temperaturach, albowiem, podnosząc udarność do tego samego poziomu, co odpuszczanie, daje mniejszy spadek twardości.

8. Każda temperatura starzenia posiada określony okres czasu, po którym zachodzące zmiany twardości i udarności są już nieznaczne. Starzenie dłuższe ponad ten okres jest więc niewskazane.

9. Okres ten zmniejsza się ze wzrostem temperatury starzenia.

Pociski armatnie z żeliwa stalistego.[1]

Napisał inż. B. Kamieński, P. F. A. — Skarżysko.

Treść: Pociski z żeliwa stalistego znalazły duże zastosowanie w wojnie światowej. Wyrób ich jest łatwy i prosty i stosunkowo tani. Własności mechaniczne, metalograficzne i skład chemiczny żeliwa stalistego. Topienie metalu, formowanie i odlew. Obróbka mechaniczna.

W czasie wojny światowej armja francuska zastosowała granaty z żeliwa stalistego na szeroką skalę. Chodziło o otrzymanie pocisków wybuchających wytwarzanych równie łatwo, jak pociski żeliwne, jednak zbliżonych do pocisków tłoczonych ze stali pod względem efektu bojowego i absolutnie pewnych w użyciu.

Znalazły one tak szerokie zastosowanie, ponieważ posiadają następujące niezaprzeczone zalety:

a) wyrób ich jest prostszy od pocisków tłoczonych;

b) każda dobrze prowadzona odlewnia może je wyrabiać;

c) instalacja fabryki pocisków z żeliwa stalistego wymaga znacznie mniej czasu i jest dużo tańsza od fabryki pocisków stalowych;

d) produkcja pocisków żeliwno stalistych może łatwo i szybko być zwiększona;

e) punktem wyjścia są tańsze surowce, łatwe do nabycia;

f) koszt wyrobu jest niższy;

g) skuteczność tych pocisków jest niezbyt wiele mniejsza od pocisków stalowych;

h) oddziaływanie na psychikę nieprzyjaciela jest takie same jak i stalowych;

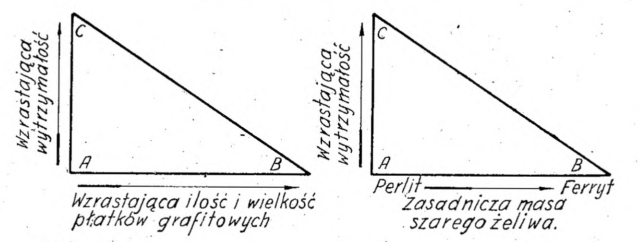
i) kielich pocisku jest dostatecznie wytrzymały i znosi zupełnie dobrze efekt wystrzału i ciśnienie w lufie armaty;

j) ścianki kielicha przy dobrym wykonaniu są nieprzenikliwe dla gazów wytwarzających się w lufie przy spalaniu ładunku prochu.

Ażeby pociski były dobre, żeliwo staliste powinno odpowiadać następującym warunkom: obciążenie w chwili zerwania próbki 16 mm średnicy winno być $k_z > 25$ kg/mm². Granica elastyczności możliwie bliska 10 kg/mm². Ściskanie cylinderka $d = h = 16$ mm, $k_d > 100$ kg/mm². Zginanie: pręt kwadratowy $10 \times 10 \times 65$ mm umieszczony na dwóch podporach odległych od siebie o 30 mm obciążą

[1]) Referat wygłoszony na IV-tym Zjeździe Inż. Mech. w dn. 2—4 maja r. b.

się pośrodku. Promienie powierzchni podpórek i noża naciskającego = 2 mm. Próbka winna się złamać przy obciążeniu niemniejszem niż 1000 kg. Średnica odcisku Brinella < 4,35 mm, przy średnicy kulki 10 mm i obciążeniu 3000 kg w ciągu 30 sek. (twardość w/g Brinella > 190). Prócz tego stosuje



Rys. 1—2. Schematyczne wykresy zależności wytrzymałości żeliwa od jego struktury.

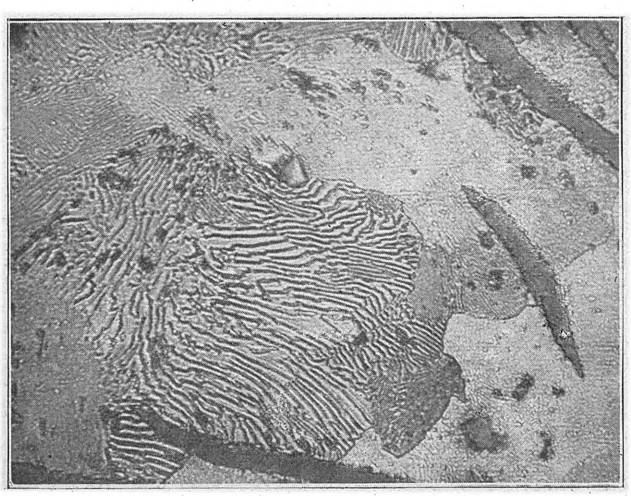
się próba na uderzenie babą wagi 12 kg na próbkę 40 × 40 × 200 mm ustawioną na dwóch ostrzach stalowych odległych od siebie o 160 mm. Począwszy od wysokości 28 cm babę za każdem uderzeniem podnosi się o 1 cm wyżej. Średnia wysokość po złamaniu winna być nie mniej 45 cm.

Same pociski po obrobieniu, lecz przed opakowaniem, są próbowane na ciśnienie wodne

300 kg/cm² dla kalibrów ≤ 16 cm,
lub 200 „ . . . . . > 16 cm.

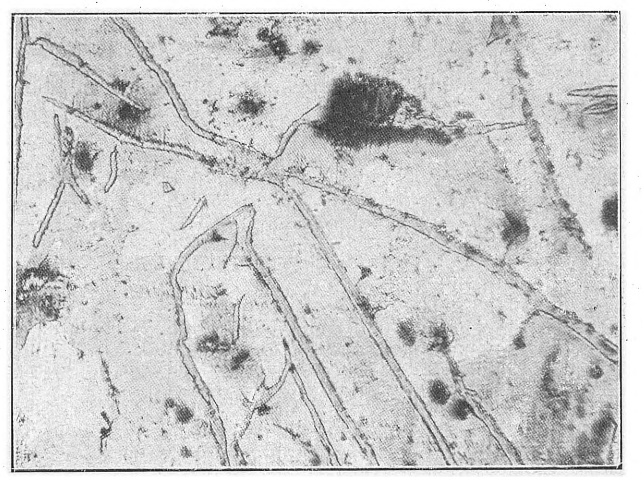
Ciśnienie winno być utrzymywane conajmniej przez 10 sekund. Po opaskowaniu pociski przechodzą próbę powietrzem, lub parą, pod ciśnieniem 5 kg/cm².

Pociski winny być bez pęcherzy, ani wewnętrznych dziur, bez nierówności, bez skupień piasku lub szlaki. Poniżej paska uszczelniającego i na dnie nie może być dopuszczona żadna z powyższych



Rys. 3. Struktura żeliwa stalistego (× 100).

wad. Powyżej paska są dopuszczalne pewne wady powierzchniowe. Temperatura w pasie topienia powinna być około 1450°. Warunek ten ma pierwszorzędne znaczenie dla otrzymania dobrych pocisków, ponieważ wysoka temperatura nadaje metalowi płynność, dzięki czemu szlaka łatwo wypływa na powierzchnię metalu, a gazy zawarte w żeliwie ulatniają się. Czas stygnięcia pożądany jest możliwie krótszy, gdyż przy wolnem stygnięciu więcej węglika wydzieli się w postaci drobnych płatków grafitu, a bardzo mało zostanie w stanie związanym, a powinno nam chodzić o to, aby tego ostatniego otrzymać możliwie jaknajwięcej, gdyż wtedy tem



Rys. 4. Struktura żeliwa stalistego (× 300).

twardsze, ściślejsze i tem wytrzymalsze otrzymamy żeliwo. Zależność między wielkością płatków grafitowych a wytrzymałością żeliwa podaje schematycznie rys. 1. Z tego też względu jest wskazanem odlewać pociski w formach surowych (na mokro), gdyż następuje szybsze stygnięcie i otrzymuje się żeliwo o strukturze wybitnie perlitowej jak to widać z fotografji mikrostruktury odłamka (rys. 3, 4 i 5). Na rysunku 2 pokazana jest schematycznie zależność pomiędzy strukturą perlitową, ferrytową, a wytrzymałością żeliwa.

Skład chemiczny ścianek i dna kielichów. Ogólna zawartość węglika wynosi 2,75 — 3,25%. Ilość węglika związanego powinna wynosić conajmniej 20% całej ilości węglika.

Krzem (*Si*) — 1,5 — 1,2% przyczem ilość krzemu winna być odwrotnie proporcjonalna do kalibru pocisków to zn., że im większy kaliber, a więc im grubsze są ścianki kielicha, tem mniej może być krzemu i odwrotnie. Jeżeli przypuścić, że ilość innych pierwiastków pozostaje bez zmiany, to wytrzymałość żeliwa stalistego wzrasta w stosunku odwrotnym do sumy $C + Si$, która jednak winna się zawierać w granicach od 4,35 do 4,60%. Na rysunku 6 uwidoczniona jest zeleżność wytrzymałości żeliwa od zawartości $C + Si$. Zawartość *Mn* powinna się utrzymywać w granicach od 0,65 do 0,95%. Zawartość manganu powinna wzrastać w stosunku prostym do kalibru i w stosunku prostym do zawartości siarki, jest on bowiem czynnikiem odsiarczającym.

Siarka (*S*) jest największym wrogiem żeliwa, obniża ona własności mechaniczne żeliwa stalistego. Zawartość siarki nie powinna przekraczać 0,08%.

Fosfór (*P*) przy niskiej zawartości nie ma wyraźnego wpływu na wytrzymałość żeliwa, jednak z zawartością fosforu nie należy iść powyżej 0,3%. Polskie normy jednak ograniczają zawartość fosforu do 0,2%.

Możemy zatem ułożyć następującą tabelkę:

C (ogółem)	— 2,75 — 3,25%	Skład chemiczny żeliwa stalistego.
Si	— 1,50 — 1,20%	
Mn	— 0,65 — 0,95%	
S	— 0,05 — 0,08%	
P	— 0,30 — 0,15%	

W każdym razie musimy dbać o to, ażeby badanie złomu żeliwa wykazywało wybitnie strukturę perlitową, ponieważ, jak to widać z rysunku 7-go, wytrzymałość spada w miarę zbliżania się do struktury mieszanej perlit-ferryt, a jeszcze bardziej do ferrytowej.

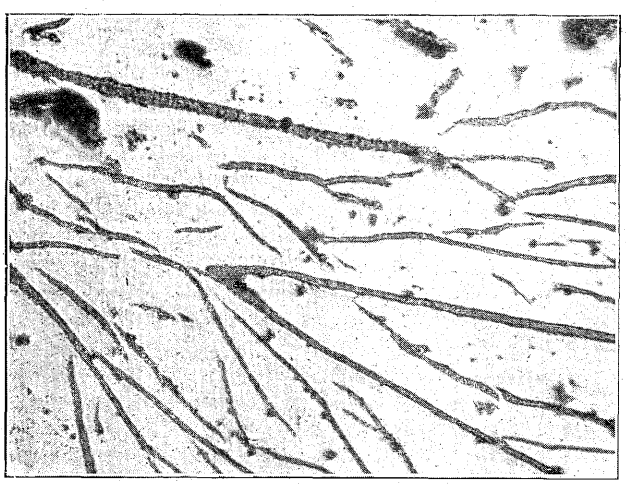
TABLICA I.

Wytrzymałość		Zawartość %%				
na gięcie kg/mm²	na zerwanie kg/mm²	*C*	*Si*	*Mn*	*P*	*S*
—	35,0	3,12	1,79	1,03	0,65	—
—	34,0	3,10	1,70	0,93	0,64	—
—	42,1	3,05	1,93	0,93	0,64	—
—	37,6	2,90	1,88	0,93	0,59	—
—	37,6	3,00	2,20	0,90	—	—

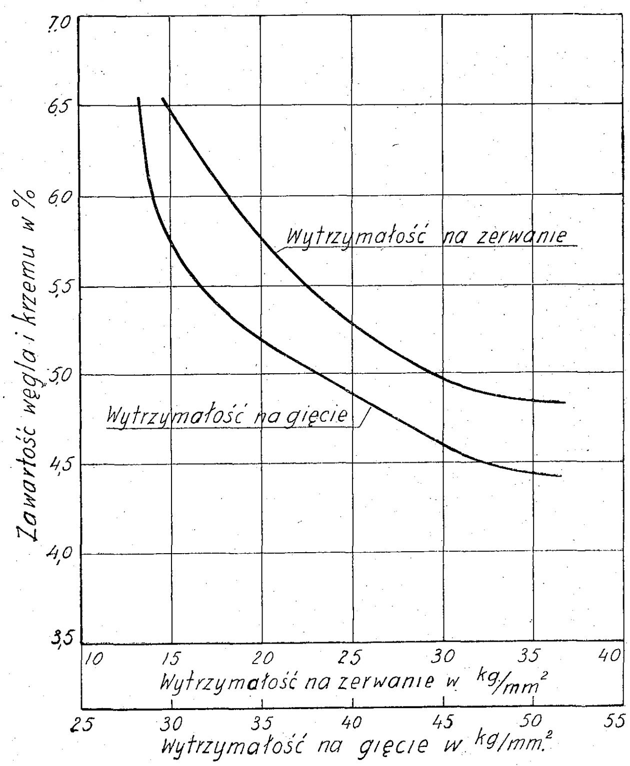
Topienie metalu. Topienie odbywa się bądź to w zwyczajnym kopulaku Kriegara, bądź w żeliwiaku Whittinga, bądź Schürmann'a. Bardzo pożyteczny jest przy kopulaku zbiornik, daje bowiem możność otrzymywania bardziej jednorodnego żeliwa.

Dmuchanie winno być mocne i dawać prężność dmuchu około 40 cm słupa wody.

Do wsadu należy używać 30 do 40% hematytu, a to zależnie od zawartości *P* w samym hematycie jakoteż w surowcu lejarskim, jakim można rozporządzać. Tu chciałbym zwrócić uwagę na bardzo ważną rolę, jaką może odegrać w wypadku wojny ta okoliczność, że nie mamy w kraju rud, któreby dałyby możność zrobienia surowca hematytowego. Jednakowoż można się obejść i bez hematytu jeśli z jednej strony zastąpimy hematyt żeliwem syntetycznem z pieca elektrycznego, z drugiej strony nie krępować się zawartością *P* i dopuścić jego zawartość nawet do 0,65% jak to podaje dypl. inż. K. von Kerpely w jednym z zeszytów Stahl und Eisen z roku 1926 w swoim artykule: „Hochwertiges Gusseisen mit erköchtem Kohlenstoff — und Phosphorgehalt als Elektroofenerzeugnis", przyczem podaje cały szereg próbek żeliwa, którego wytrzymałość na zerwanie waha się od 34 do 42 kg/mm².



Rys. 5. Struktura żeliwa stalistego.



Rys. 6. Wpływ zawartości *C* i *Si* na własności mechaniczne żeliwa.

Jak można wnosić ze składu chemicznego tych próbek, podanego w tabelce № 1, nic nie stoi na przeszkodzie, aby otrzymać te same wyniki z kopulaka, chodzi tylko zapewne o to, ażeby żeliwo płynne posiadało temperaturę nie niższą aniżeli 1450°. Co do żeliwa syntetycznego, które można wytapiać w piecach elektrycznych z wiórów stalowych z odpowiedniem dodatkiem ferrosilicium i ferromanganum i które się otrzymuje o składzie przybliżonym *C* — 2,4%, *Si* — 1,5, *Mn* — 0,5, *P* — 0,026, *S* — 0,03 to, kto wie czyby to nie było zajęciem rentownem dla tych elektrowni, które mają zbyt małe obciążenie w dzień w porównaniu do nocnego, a zwłaszcza w tych wypadkach, kiedy koszt własny

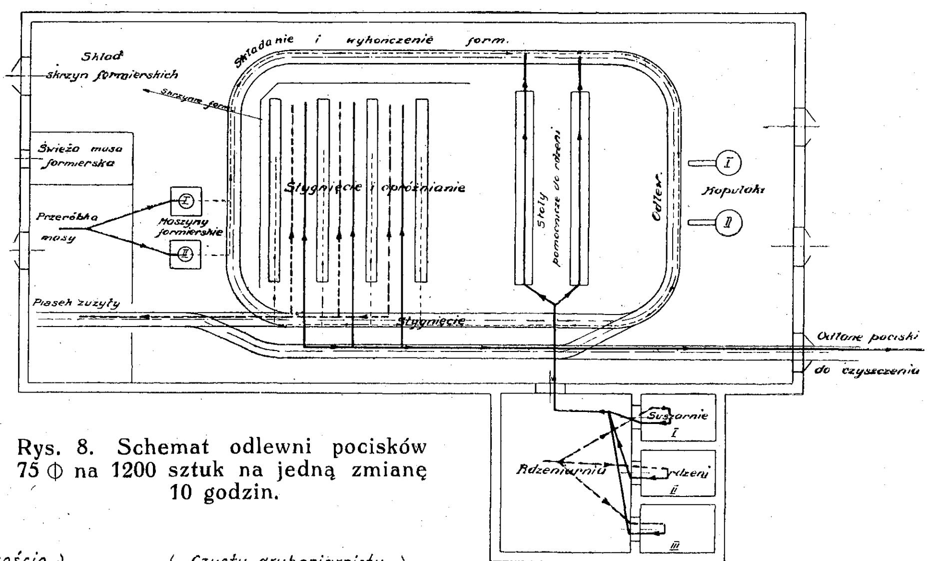
TABLICA II.

Wytrzymałość		Zawartość %%				
na gięcie kg/mm²	na zerwanie kg/mm²	*C*	*Si*	*Mn*	*P*	*S*
54,8	33,4 215 *B*	2,70	1,66	0,90	0,42	0,08
54,65	30,60 235 *B*	2,70	1,67	0,96	0,39	0,075

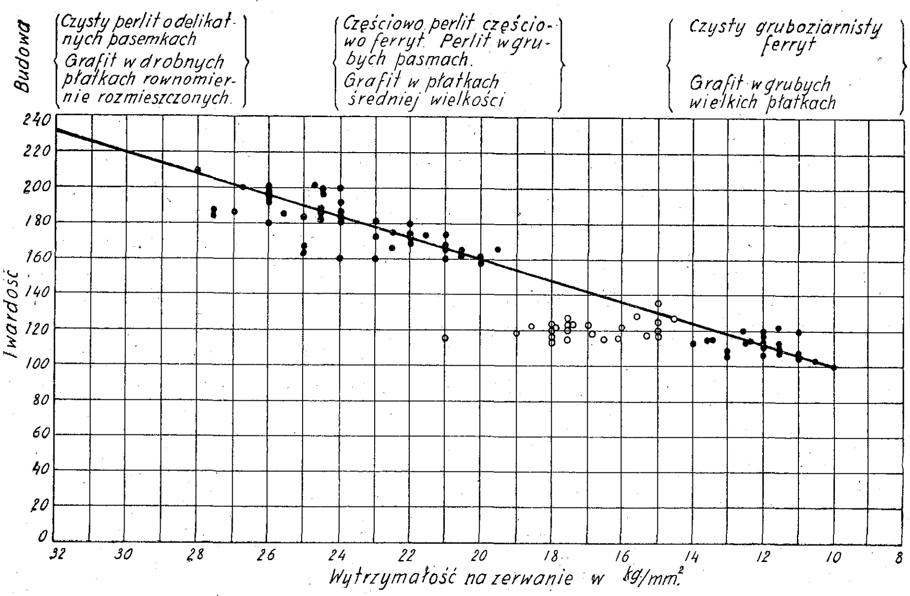
prądu jest dosyć niski. Zresztą jeżeli pójść według wskazówek Dr. Inż. Th. Klingensteina w jego artykule „Ein neuer Ofen „Bauart Wüst" zur Verädelung von Qualitätsguss" (Stahl und Eisen 1925 r.), to można dojść do zawartości 0,4 fosforu i otrzymać żeliwo o własnościach, jak podaje tabelka № 2, a wtedy możnaby wytapiać takie żeliwo z surówki krajowej. Sądzę jednak, że należałoby już teraz przeprowadzić odnośne próby odlewania pocisków z żeliwa stalistego bez hematytu, aby na wypadek wojny, metody te już mieć ustalone.

Formowanie i odlew. Nie wdając się w szczegóły wszystkim dobrze znane, powiem tylko, że masa formierska tak dla samych form jak i dla rdzeni musi być nadzwyczaj starannie przygotowana i dobrana i nie można pod tym względem obawiać się przesady. Wszelki w tym kierunku nakład sowicie opłaci się zmniejszeniem ilości nieudatnych odlewów.

Formowanie winno się odbywać na maszynach formierskich w lekkich a mocnych skrzyniach formierskich. Skrzynie winny być dobrze dopasowane do stołów maszyn. Modele winny być stalowe lub z żeliwa stalistego. Skrzynki rdzeniowe wykonane bardzo precyzyjnie z twardej stali, ażeby jaknajdłużej zachowały wymiary i formę przepisową. Formy muszą być bardzo starannie odgazowane, odlewanie winno się odbywać syfonowo. Najlepiej w skrzyni formierskiej o średnicy około 500 mm umieścić sześć form, a w środku ustawić lej z dopływami do form od dołu, przyczem kanaliki dopływowe winny być styczne do powierzchni cylindrycznej form, ażeby żeliwo wypełniało je ruchem wirowym. Suszenie rdzeni winno się odbywać bardzo starannie, rdzenie bowiem muszą być zupełnie suche, ale nie przepalone. Największe niebezpieczeństwo grozi ze strony rdzeni. Jeżeli rdzeń wydziela zbyt dużo gazów w czasie odlewu, to odlew otrzymamy porowaty, jeżeli znów rdzenie przesuszymy tak, iż staną się one zbyt rychłe i słabe, to żeliwo je nadgryzie, dzięki czemu w ściankach, lub na dnie pocisku mogą się zjawić gniazda piasku, a na wewnętrznej powierzchni komory pocisku mogą powstać nadlewy. Formowanie, składanie form, odlewanie, rozbieranie form i odstawa odlanych pocisków nadaje się doskonale do rozplanowania według metody roboty ciągłej. Takie rozplanowanie schematycznie przedstawia rys. 8. Masa formierska z piaskowni po należytem jej przerobieniu dowozi się kolejką napowietrzną do maszyn formierskich. Tam robotnicy na maszynach formują spody i ustawiają je na wózkach kolejki naziemnej, względnie na transporterze bez końca. W następnem miejscu są formowane wierzchy form, nakładane na podepchnięty wózek ze spodem formy i wózek przepycha się dalej do założenia rdzeni, zmocowania i wykończenia. Dalej wózek z formą wykończoną podsuwa się nawprost kopulaka, gdzie odrazu kilka form napełnia się płynnem żeliwem. Formy zalane odjeżdżają dalej, dochodzą stopniowo do miejsca przeznaczonego do opróżnienia, tam stygną do 600° i zostają opróżniane. Odlane pociski suwnica zabiera i ładuje na wózki, któremi pociski odwozi się suwnicą do piaskowni; leje i dopływy odwozi się na skład złomu, a skrzynie na skład skrzyń formierskich, lub do maszyn formierskich tak, jak wrzeciona rdzeniowe do rdzeniowni. Masa rdzeniowa po wyciągnięciu wrzeciona bardzo łatwo wysypuje się z pocisku. Część masy formierskiej wyrzuca się, ponieważ należy stale dodawać świeżego mułku, zresztą tak, jak i przy zwykłym odlewie. Piasek z rdzeni można przemywać, należy jednak dobrze tę rzecz przeliczyć i przekonać się, czy to



Rys. 8. Schemat odlewni pocisków 75 Φ na 1200 sztuk na jedną zmianę 10 godzin.



Rys. 7. Wykres zależności własności mechanicznych od struktury żeliwa.

będzie się opłacało w porównaniu z dowozem czystego rzecznego piasku.

Obrabianie pocisków. Pociski po oczyszczeniu strumieniem piasku zewnątrz i wewnątrz, idą na przegląd komory. O ile masa rdzeniowa zbyt przywrze lub przypali się do wnętrza pocisku i pod strumieniem piasku nie chce odejść, należy stosować inne zabiegi w postaci dłut ślusarskich ręcznych lub pneumatycznych, lub kamienie szlifierskie. Te pociski, które zostaną uznane za dobre, idą na obcinarki dla obcięcia głowy, czyli nadlewu, pozostałe jako wadliwe idą pod kafar do drobienia, poczem idą na wsad do kopulaka. Pociski obcięte podlegają przeglądowi denka i o ile denko nie wykaże żadnych wad, to na pociskach wybija się cechę i numer odlewu i odsyła się je do pociskowni, dla dalszej obróbki mechanicznej.

Przy bardzo starannem formowaniu i dobrem odgazowaniu form można odlewać pociski bez naddatku na obróbkę, czyli odlewać je w stanie prawie gotowym co do wymiarów tak, iżby pozostawało do obrobienia tylko wytoczenie i moletowanie dla paska uszczelniającego, pasek wiodący i oczko pocisku, pozostała zaś powierzchnia może pozostawać zupełnie surowa. Gdyby na tej powierzchni były przekroczone tolerancje na średnicy, to można owe zbyteczne 2 do 3 dziesiątych części milimetra zeszlifować tarczą szlifierską na odpowiedniej szlifierce. Taki sposób obniża znacznie koszty obróbki mechanicznej, niewiele podwyższając koszt odlewu. Jednak próby w tym kierunku z pociskami 75 Φ i 100 Φ nie dały wyników spodziewanych, cienkie bowiem ścianki często posiadały na powierzchni zewnętrznej pęcherze i zagłębienia, które dyskwalifikowały pocisk. Natomiast przy pociskach kalibru 155 i większych wyrób pocisków półobrobionych staje się już zupełnie możliwy. Do wygładzania i naprawiania powierzchni wewnętrznej pocisków, służą najrozmaitsze maszynki i przyrządy pomocnicze, których tu nie będę opisywał, gdyż ani na to miejsca niema, ani nie widzę tego potrzeby, są to bowiem tylko odmiany podobnych urządzeń, jakie używa się przy naprawie komory pocisków stalowych.

Do obróbki winny iść kielichy tylko dobrze przejrzane i uznane za bezwzględnie dobre pod względem czystości komory, braku pęcherzy i dziurek na wewnętrznej i zewnętrznej powierzchni, koncentryczne lub nawet ekscentryczne, lecz w granicach tolerancji, dobre pod względem pojemności komory i jak powiedziane wyżej, z dnem nie wzbudzającem najmniejszej wątpliwości.

Punktem wyjściowym obróbki winno być zcentrowanie kielicha według jego komory w dwóch punktach w oczku i przy dnie, poczem nawierca się w dnie gniazdo na kieł i roztacza się oczko. Dalsza obróbka już nie przedstawia żadnych trudności specjalnych. Żeliwo staliste poddaje się obróbce z łatwością, jedynie skórowanie przedstawia pewne trudności z powodu piasku, jaki gdzieniegdzie może być zalany na powierzchni kielicha. Kielichy przechodzą przez odbiór delegata rządowego według ustalonych przepisów, wśród których bardzo poważną rolę odgrywają próby mechaniczne na zerwanie i złamanie, o których była mowa na początku niniejszego referatu. Żeliwo staliste może być stosowane z powodzeniem nietylko do wyrobu pocisków armatnich. Z takiego żeliwa odlewane są matryce do tłoczenia I-go szklanek na pociski lub szklanek na rury ciągnione, żelazka do prasowania, lub części maszyn, od których wymagamy ścisłości materjału i wysokiej wytrzymałości.

Dobór stali na narzędzia tnące.[1]

Napisał inż. A. Piotrowski — F. B. Radom.

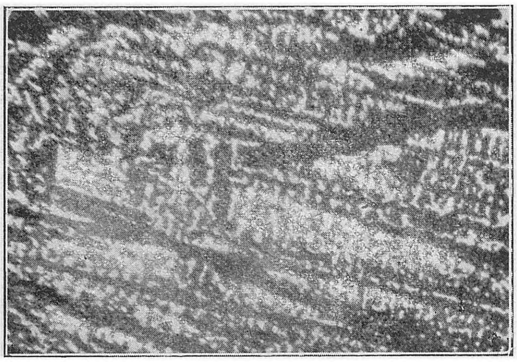
Treść. Charakter pracy, konstrukcja i żądana dokładność wykonania narzędzia, decydują o doborze stali. Analizowanie tych czynników i odpowiedni dobór stali w każdym poszczególnym wypadku. Wpływ *Cr, W, Va, Mo, Mn* na stal na narzędzia tnące. Wytyczne doboru stali na narzędzia.

Warunki, którym powinny odpowiadać stale narzędziowe, nie dadzą się ująć cyfrowo. Własności mechaniczne stali surowej jak to: wytrzymałość na rozerwanie, wydłużenie i inne na pracę gotowego narzędzia mają wpływ b. mały; niema wytycznych liczbowych, wiążących te własności z własnościami narzędzia w pracy. Od gotowego narzędzia żądamy twardości narzędzi tnących, ale unikamy nieodłącznie związanej z tą twardością kruchości. Te dwie własności stali hartowanej(twardość i związana z nią kruchość) zmieniamy w możliwych do osiągnięcia granicach w zależności od warunków pracy narzędzia. Dla narzędzi tnących w większej mierze decyduje twardość, którą mierzymy w stopniach Brinella; powinna ona być conajmniej trzykrotnie wyższa od twardości obrabianego metalu. Ponieważ przeciętna twardość obrabianej stali wynosi 150, 200 Brinella, przeto przeciętna twardość narzędzi winna być ok. 500 — 600 Brinella. Efekt pracy narzędzia wyraża się jego zdolnością skrawania. Przy skrawaniu nacisk na krawędź tnącą jest zmienny co do siły i kierunku, krawędź łatwo ugina się, i tem tylko można wytłomaczyć, że do cięcia miękich materjałów (drzewo) wymaga się jednak znacznie więcej niż trzykrotnie twardszego narzędzia.

Głównemi czynnikami decydującemi o doborze stali na narzędzia tnące są: 1) charakter pracy narzędzia, 2) konstrukcja narzędzia i żądana dokładność jego wykonania. Zależnie od szybkości skrawania z którą ma pracować narzędzie, od ilości wiórów którą ma dawać w jednostce czasu, oraz od warunków w jakich ma pracować — wyrabia się narzędzia ze stali szybkotnącej, stopowej i węglistej. Narzędzia ze stali szybkotnącej dają maximum wydajności w najcięższych warunkach pracy. Narzędzia ze stali węglistych pracują dobrze tylko

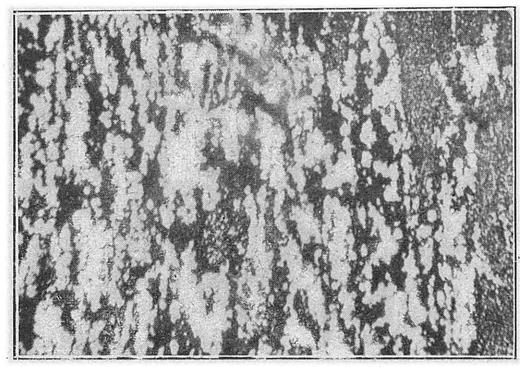
[1]) Referat wygłoszony na IV-tym Zjeździe Inż. Mech. w dn. 2 — 4 maja r. b.

przy małych szybkościach skrawania, w warunkach łatwego chłodzenia krawędzi tnących. W praktyce często zachodzą wypadki, że narzędzie pracuje z małemi szybkościami i zdawałoby się dostatecznem wykonać je ze stali węglistej; jednak niedostatecznie dobre odprowadzanie ciepła, profil narzędzia, warunki tworzenia się wióra — są tak niepomyślne, że nie biorąc pod uwagę szybkości skra-



Rys. 1. Stal 13% *Cr*, 1,4% *C* w stanie surowym (× 80).

wania, należy je wykonać conajmniej ze stali niskostopowych. Tak bywa np. przy broczowaniu długich otworów profilowych. Drugim bardzo ważnym czynnikiem doboru stali jest konstrukcja narzędzia, oraz jego dokładność wykonania. Frezy jako najbardziej rozpowszechnione narzędzia tnące przy obecnej masowej produkcji, dzielimy konstrukcyjnie na zataczane i ścinowe; pod względem dokładności — na precyzyjne i zgrubne. Tutaj na pierwszy plan pomimo twardości krawędzi, oraz ich ciepłoodporności (odporność na odpuszczanie się) w pracy występuje nieznieksztalcalność narzędzia w obróbce termicznej. Gdy przy frezach ścinowych dokładność może być jeszcze otrzymana drogą szlifowania ich po hartowaniu i ewentualnem spaczeniu się, narażając je jedynie na utratę efektu zewnętrznego wyglądu (nierówne fazy), to przy narzędziach zataczanych lub profilowych (brocze) zniekształcenie profilu po hartowaniu wykonanego w obr. mechanicznej z dokładnością $\pm$ 0,01 mm jest równoznaczne ze zniweczeniem całej kosztownej roboty poprzedniej. Wszystkim znane są trudności wykonania freza ślimakowego, który przy obróbce termicznej posiada znaczne tendencje do zniekształcenia swego profilu tnącego. Miałem sposobność zbadania pracy nieszlifowanych po hartowaniu frezów ślimakowych różnych fabryk; wyniki ich pracy, koła zębate, badane na aparacie współpracy kół, dawały wyniki niezadawalniające. Stąd do produkcji dokładnych kół zębatych należy używać freza ślimakowego całkowicie szlifowanego. Przy zniekształceniu się narzędzia w obróbce termicznej, szczególnie niepożądanem jest nierównomierne wzdłużosiowe wydłużenie. Zgrubienie narzędzia, a szczególnie równomierne — jest mało szkodliwe. Rapatz przeprowadził serję doświadczeń nad zniekształcaniem się cylindrów przy hartowaniu. Autor badań nie podaje metod hartowania (szczególniej kierunku zanurzania do czynnika chłodzącego), lecz daje tylko konkretne wnioski, a mianowicie: cylindry, posiadające po zahartowaniu jednorodną strukturę, zniekształcają swoje wymiary, jak na średnicy tak i na długości równomiernie. Cylindry posiadające po hartowaniu strukturę niejednorodną, zniekształcają się bardzo różnie, stąd wnioskujemy, że na narzędzia, które w hartowaniu nie powinny się zniekształcać, należy używać stali stopowych wolframowych lub stali głębiej i łatwiej hartujących się np. stali zawierających wolfram lub chrom jako gwarantujące możliwość otrzymania jednorodnej struktury; niepożądanem jest użycie na nie stali węglistej nie dającej jednorodnej struktury w hartowaniu. Jednak Rapatz doświadczenia swoje przeprowadził jedynie na cylindrach. Narzędzie o bardzo zawiłym profilu tnącym, posiada powierzchnię o różnych szybkościach stygnięcia przy hartowaniu, tem samem o różnych naprężeniach wewnętrznych powodujących zniekształcenie. Wówczas praktyk pozostaje bez wskazówek. Jeżeli sposób zachowania się w hartowaniu stali stopowych użytych na narzędzia złożonego profilu (zataczane) jest do-



Rys. 2. Uwarstwienie stali, likwacja karbidków (× 80).

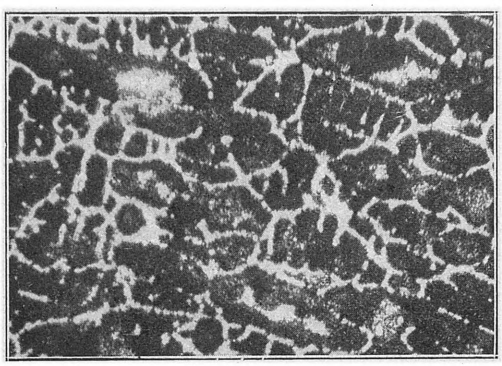
brze znany, wówczas można zgóry korygować wymiary surowego narzędzia w ten sposób, aby po hartowaniu otrzymać żądane, lub zbliżone do żądanych wymiary. W tych wszystkich wypadkach stal musi być jednorodna co do swego składu chemicznego, oraz sposobu przekucia i wyżarzenia. Niestety w stalach stopowych bardzo często nawet pręty w poszczególnych partjach różnią się jak pod względem wyżarzania tak i przekucia.

Poszczególne zaś partje często są rozbieżne co do składu chemicznego, stąd powstają trudności ich obróbki termicznej.

Obecnie postaram się sklasyfikować stale używane do produkcji narzędzi, w zależności od ich składu chemicznego. Zgruba stale te można podzielić na trzy grupy: węgliste, niskostopowe i wysokostopowe (szybkotnące). Stale węgliste używa się do produkcji narzędzi stosunkowo w małej ilości; narzędzia ze stali węglistej nie mogą pracować z dużemi szybkościami skrawania, gdyż ich krawędź tnąca pod wpływem wywiązującego się w pracy ciepła, już przy 200° C traci swoją twardość (odpuszcza się). Powstaje to wskutek słabej odporności na ciepło struktury martenzytycznej stali węglistej. Pomimo tego, aby otrzymać strukturą martenzytyczną przy hartowaniu narzędzia ze stali węglistej, musimy stosować silnie działające czynniki chłodzące np. wodę przy temperaturze ok. 20° C, inaczej mówiąc musimy dążyć do szybkości studzenia około 100° C na sekundę. Przy tak szybkiem stygnięciu powstają znaczne naprężenia

w przedmiocie hartowanym, powodujące pękanie już przy hartowaniu, albo znaczną kruchość. Oprócz tego stal węglista łatwo przegrzewa się przy zwiększeniu temperatur hartowania, lub przy dłuższem przetrzymaniu tej temperatury. Wskutek powyższego narzędzia ze stali węglistej, aczkolwiek po hartowaniu otrzymują wysoką twardość, używane są do pracy z b. małemi szybkościami skrawania. Wyrabia się je na potrzeby drobnego przemysłu nie posiadającego nowoczesnych ciężkich obrabiarek o dużej wydajności lub mają one popyt jako narzędzia tanie.

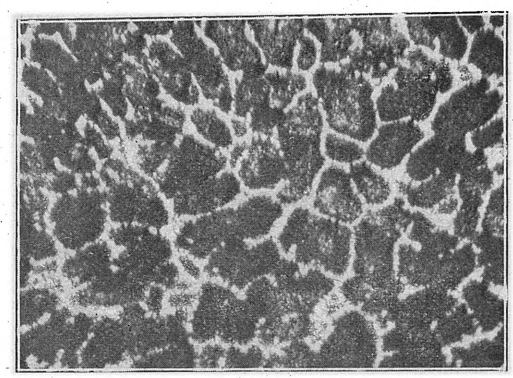
Przy doborze stali węglistej na narzędzia, zwraca się uwagę przedewszystkiem na zawartość w niej węgla. Najwięcej używane są na narzędzia stale węgliste nadeutektoidalne t. j. zawierające od 0,9 do 1,2% C. Przy badaniu struktury stali węglistych surowych należy zwrócić uwagę na postać cementytu w niej; w surowej stali jest on często ugrupowany w większych skupieniach lub w postaci siatki w masie perlitu. Ponieważ cementyt przy hartowaniu w temperaturze 740 — 760° nie całkowicie przechodzi w roztwór stały więc większe jego skupienia, swojej konfiguracji nie zmieniają, przeto narzędzie w hartowaniu lub pracy łatwo pęka wzdłuż tych właśnie ugrupowań cementytu. Surowa stal nadeutektoidalna winna być dobrze przekutą, drobne ziarenka cementytu winny być rozsiane równomiernie w masie perlitu — t. j. stal winna posiadać strukturę perlitu ziarnistego. W stali węglistej zawsze mamy drobną zawartość *Mn*, *Si*, *P* i *S* jako pozostałości po rafinacji stali; przytem



Rys. 3. Struktura stali źle przekutej (× 70).

P i *S* jako składników bezwzględnie szkodliwych nie powinno być razem więcej niż 0,05%. Stal nie powinna zawierać pęcherzyków gazowych zanieczyszczeń żużlowych zgrupowanych w gniazdach, nie powinna być odwęgloną na znaczną głębokość. Całkowitego uniknięcia odwęglenia nie można żądać i przy doborze średnicy pręta na narzędzie, należy uważać warstwę około 1 — 2 milimetrów (zależnie od grubości pręta) za odwęgloną, którą należy ściąć aby dobrać się do normalnej warstwy. Oprócz tego stal przegrzana lub przekuta w zbyt wysokiej temperaturze, daje złom gruboziarnisty (struktura jej jest grubokrystaliczna), cementyt w niej ułożony siatkowato. Zbyt szybkie grzanie przy kuciu, powoduje nierównomierne rozgrzewanie się słojów zewnętrznych i wewnętrznych, naprężenia i pękanie (rysy na prętach surowej stali). Użycie słabych młotów do kucia nie daje głębokiego przekuwania, powoduje niejednakowe wydłużenie, naprężenia i również rysy. Z rysami na prętach stali surowej, warsztat wykonywujący narzędzia nie może walczyć, poprawić je nie jest w stanie; w hartowaniu narzędzia wykonane z takiej stali pękają. Stal z rysami należy brakować. Natomiast grubokrystaliczną strukturę stali surowej jako rezultat przegrzania lub przekucia w wysokiej temperaturze może poprawić wyżarzeniem przy temperaturze ok. 750° C (mowa o stali nadeutektoidalnej). Ponieważ przy przekuciu stali powstają w niej naprężenia, a wyżarzenie w hucie nie zawsze jest dostateczne, naprężenia te mogą spowodować znaczne zniekształcenie narzędzia w hartowaniu; gdy do tego dodaje się jeszcze naprężenia w stali powstające przy zgrubnej obróbce narzędzia (śrutowanie) przeto zrozumiałem staje się dążenie warsztatu narzędziowego do wyżarzania półfabrykatów narzędzi drogich i skomplikowanych przed ostatecznem wykończeniem ich obróbki mechanicznej.

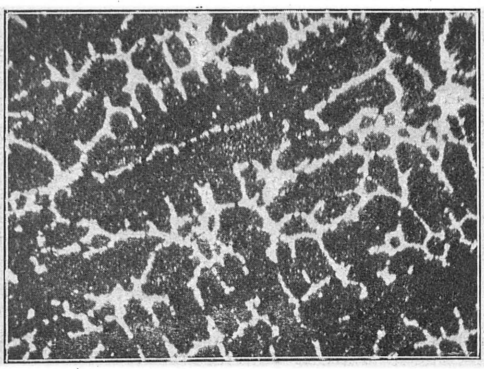
Aby umiejętnie dokonać doboru stali narzędziowych stopowych, należy poznać wpływ czynników szlachetnych na obróbkę termiczną stali, oraz ich pośredni wpływ na własności tnące narzędzia. Przez wprowadzenie do stopu żelazo-węgiel składników szlachetnych, wykres charakteryzujący stop żelazo-węgiel przesuwa się w lewo i to przesunięcie jest proporcjonalnem do zawartości składników; składniki szlachetne jakby zastępują węgiel. Oprócz tego temperatury przemian strukturalnych w stopach silnie zmieniają się; powstaje łatwość utwardzania stali stopowych, nie stosując znacznych szybkości studzenia przy hartowaniu — możliwość studzenia w łoju, oleju lub na powietrzu. Możliwość powolnego studzenia, które z jednej strony daje strukturę martenzytyczną lub nawet austenityczną, z drugiej zaś nie wywołuje znacznych naprężeń przy hartowaniu, daje mniejsze niebezpieczeństwo pęknięć i deformacji niż przy martenzycie stali węglistych. Mniejsze szybkości krytyczne studzenia, dają łatwość otrzymania jednorodnej struktury w całym przekroju hartowanych przedmiotów. Słowem struktura martenzytyczna stali stopowych jest więcej trwałą niż takaż struktura stali węglistych.



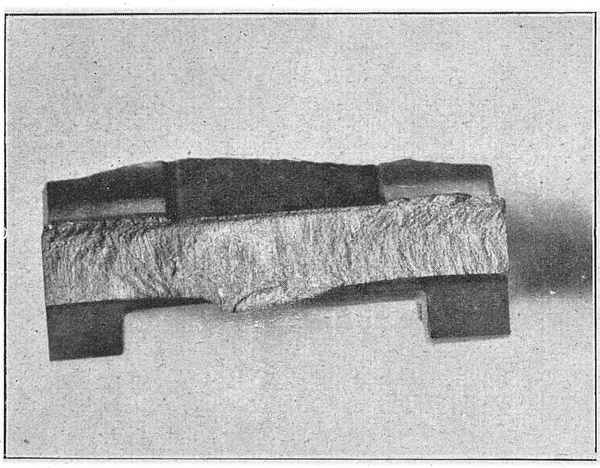
Rys. 4. Struktura stali źle przekutej po wyżarzeniu (× 80).

To są dodatnie cechy stali stopowej hartowanej, związane z szybkościami hartowania. Najważniejszą zaś cechą, wyróżniającą stal wysokostopową, szybkotnącą, jest jej wysoka odporność na ciepło wywiązujące się przy pracy narzędzia ze znaczną szybkością przy dużych ilościach wiorów skrawa-

nych. Ta ostatnia cecha, jest wynikiem utworzenia się pojedyńczych i podwójnych karbidków równomiernie rozsianych w masie martenzytycznej lub odpornej na podwyższenie się temperatury jej do 600° C. Do produkcji narzędzi największe zastosowanie z pośród bardzo licznych stali stopowych mają stale grupy perlitycznej, przy niewielkich zawartościach chromu *Cr* i wolframu *W* (rzadziej *Va* i *Mo*), oraz grupy karbidycznej ze znaczną zawartością jednego ze składników, najczęściej wolframu *W*. Zawartość węgla w stalach wysokostopowych waha się w granicach 0,6 — 0,9%, lecz już przy przejściu stopu tego ze stanu płynnego utworzyła się siatka z podwójnych i potrójnych kryształków karbidków (niektórzy nazywają je kryształkami ledeburytu). Tak często dająca się obserwować w grubych prętach surowej stali stopowej gruboziarnista struktura wewnątrz pręta, a drobnoziarnista w jego zewnętrznych warstwach tłomaczy się tem, że przy stygnięciu bloku stalowego, warstwy zewnętrzne stygły szybciej i tam utworzyły się drobne ziarenka kryształków pierwszej krystalizacji (ledeburytu) zaś wewnętrzna masa bloka stygła powoli, co sprzyjało powstaniu siatkowego ugrupowania i rozrostu tychże kryształków. Oprócz tego po przekuciu bloka w zewnętrznych warstwach siatka kryształków lepiej rozdrabnia się niż w wewnętrznych. Po obróbce termicznej obok kryształków pierwszej krystalizacji powstają karbidki wtórnej krystalizacji, rozsiane w masie martenzytu lub austenitu.



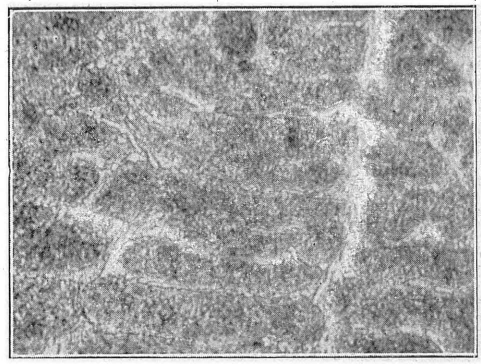
Rys. 5. Struktura stali źle przekutej po hartowaniu (×80).



Rys. 6. Złom narzędzia ze stali źle przekutej.

Jak już wyżej zaznaczyłem, składniki szlachetne, wchodzące w skład stali stopowej, nadają stopowi temu specjalne i b. cenne własności, a więc sprecyzuję wpływ każdego z tych składników z osobna:

Cr (chrom) zwiększa silnie twardość stali po hartowaniu, lecz jednocześnie zwiększa jej kruchość; szczególniej twarde lecz i kruche są stale stopowe ze znaczną zawartością chromu (do 13%) oraz zawartością węgla ok. 0,9 i 1%. Stale z mniejszą zawartością węgla, przy tej samej zawartości chromu są mniej kruche i dobrze nadają się do produkcji narzędzi pracujących pod zmiennem obciążeniem. *Cr* sprzyja rozdrobnieniu ziarna — złom stali chromowej hartowanej jest drobnoziarnisty, jedwabisty jasnego odcienia. Z punktu widzenia obróbki termicznej chrom silnie obniża krytyczną szybkość studzenia i tem samem sprzyja utworzeniu się jednorodnej struktury po hartowaniu; jednak podwyższa punkty przełomowe i wymaga wyższych temperatur hartowania. Chrom posiada skłonność do likwacji, czyni stal wrażliwą na przegrzanie. Stal zawierająca chrom w większych ilościach jest skłonna do pękania przy kuciu i jest trudno wyżarzalną stąd znaczna twardość stali surowych chromowych (w granicach 250—400 Brinnella).



Rys. 7. Struktura stali hartowanej źle przekutej.

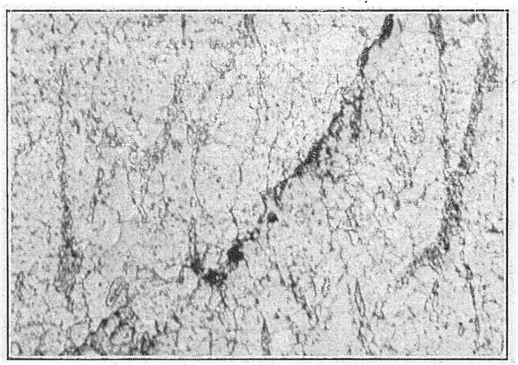
W praktyce narzędziowej stale chromowe przy większej jego zawartości innych składników nie znalazły zastosowania, natomiast bardzo są rozpowszechnione przy produkcji specjalnej np. kulek łożyskowych.

W (wolfram) — dodaje się do stali w ilościach od 1 do 22%. Obniża krytyczną szybkość studzenia, sprzyja powstaniu jednorodnej struktury austenitu lub martenzytu, czyni stal mniej wrażliwą na przegrzanie, powoduje powstanie drobnoziarnistego o jedwabistym połysku złomu po hartowaniu. Zawartość wolframu czyni stal mniej kruchą po hartowaniu nie obniżając jej twardości. Ze stali niskostopowych wolframowych, używa się stale o zawartości *C* ok. 1%, *W* 1—1,5% — na wiertła spiralne, frezy ścinowe, narzędzia do drzewa, przebijaki, rozwiertaki i t. p. Przy zawartości *C* 0,6%, *W* 7% — na narzędzia do obróbki bardzo twardych stali lub utwardzonego żeliwa, na matryce do pracy na gorąco. Stale z zawartością wolframu, są również jak i chromowe trudne do przekucia wskutek skłonności do pęknięć przy przekuwaniu.

Va (wanad) — posiada duże powinowactwo do tlenu, dodaje się do stopów w celach odtlenienia, pozatem zwiększa zwięzłość stali i odporność ostrzy

na podniesienie się temperatur. Dodaje się do stali stopowych w niewielkich ilościach, najwyżej do 1,2%.

Mo (molibden) — silnie zwiększa zdolność hartowania stali na strukturę martenzytyczną i w tym kierunku działa znacznie energiczniej niż wolfram; zwiększa własności mechaniczne stali, lecz jeszcze więcej niż domieszka wolframu czyni stal wrażliwą przy przekuciu.



Rys. 8. Pęknięcia po hartowaniu (×200).

Mn (mangan) — jako resztka pozostająca po procesach metalurgicznych (odtlenianie) na własności tnące narządzia wpływu nie ma. Przy zawartości powyżej 0,35% czyni stal wrażliwą na przegrzanie, powoduje kruchość jej po zahartowaniu.

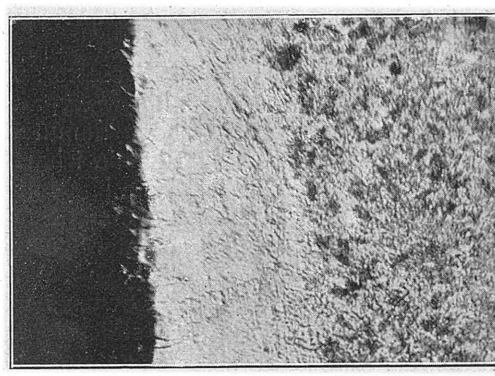
Inne składniki jak *Co*, *U*, zastępują własności wolframu, lecz są drogie i wpływ ich na własności stali stopowych mało zbadane.

Zasadniczemi składnikami stali szybkotnących są: wolfram i chrom. Zawartość wolframu waha się w granicach 14 — 22%, chrom 0,5 do 6%. Domieszka molibdenu jest składnikiem zastępczym wolframu; wanad służy do odtleniania i występuje w ilościach małych od 0,5 do 1,25%; *Mn* w ilości 0,3 — 0,4%. W niektórych gatunkach stali szybkotnących wchodzi kobalt w ilości od 3 do 5%. Węgiel w stali szybkotnącej znajduje się w ilości 0,6 — 9%. Naogół stale szybkotnące zawierają w sobie najwyżej 30% składników szlachetnych, gdyż powyżej tej zawartości stop jest b. trudny do przekucia.

Po tem pobieżnem zapoznaniu się z wpływem składników szlachetnych na stop żelazo-węgiel, należałoby dać wytyczne doboru stali wysokostopowych na narzędzia t. zn. wskazać jakie właśnie stale używać na poszczególne typy narzędzi. Już trzeci dziesiątek lat upłynął od chwili wynalezienia stali szybkotnących przez Taylora o składzie 0,5 — 0,9 *C*, 12 — 20% *W*, 3 — 5% *Cr* przy niewielkiej domieszce wanadu. Był to wynik mozolnej pracy badacza i zdaje się, że nie omylę się, jeżeli powiem że od tego czasu niewiele udało się zmienić na lepsze. Od tego czasu huty walczą i trudnościami produkcji stali stopowych i z ceną składników, starając się zmodyfikować ten skład, dążąc do ulepszenia i gdy uda im się przeprowadzić proces przy rafinacji i przekuciu stali narzędziowych i w wyniku otrzymań skład zbliżony do składu stali Taylora, a co najważniejsze, jednorodny, to stal jest dobra.

Byłoby bardzo pożądanem, aby huty w swych katalogach i reklamach podawały przynajmniej przybliżony skład chemiczny swych stali narzędziowych (zawartość procentową składników) gdyż tylko takie dane mogą posłużyć konsumentowi za miarodajne wskazówki przy doborze stali. Wszelkie nieraz nieskończenie długie wypisywanie nazw przedmiotów, które mogą być wykonane z danej marki stali o niewiadomym składzie, nic nie dają wybierającemu stal, gdyż wystarczy zainteresować się następną marką tej samej huty, tam znów wybierający znajdzie prawie ten sam spis. Tłomaczenie hut, że skład chemiczny stali stanowi jej tajemnicę, mojem zdaniem nie jest rzeczowe—tę tajemnicę wszyscy znają w ogólnych zarysach. Najczęściej warsztat produkujący narzędzia używa stal szybkotnącą, którą już sam wypróbował i osiągnął dobre wyniki w praktyce. Tutaj muszę zaznaczyć, że wyniki obróbki termicznej narzędzi co do otrzymania żądanych struktur i twardości, nie sprawiają tyle kłopotu producentowi narzędzi ile wady stali surowej. Do tych wad należą: resztki jamy usadowej, likwacja składników, pęcherzyki gazowe, skupienia zanieczyszczeń żużlowych, głębokie pęknięcia wzdłużne i poprzeczne, grubokrystaliczna struktura, zakute w masę pręta zewnętrzne słoje odwęglonego materjału, głębokie odwęglenie na powierzchni pręta i inne. Najczęściej wynikiem tych wad będzie pękanie narzędzi w hartowaniu. Często zdarza się również niejednostajność składu chemicznego stali szybkotnącej jednej marki w różnych partjach. Jeżeli zważymy, że temperatura obr. termicznej stali szybkotnących o pewnym składzie, znajduje się w dosyć wąskim interwale i niewielkie zmiany tegoż składu znacznie wpływają na efekt obróbki— stają się zrozumiałemi trudności operowania niejednorodnemi stalami. Warsztat jest zmuszony dokonywać próby każdej nadesłanej partji stali i określić warunki ich termicznej obróbki.

Przy doborze stali na narzędzia, duże znaczenie ma także i obrabialność stali t. j. możliwość jej szybkiego cięcia i możliwość otrzymania gładkiej powierzchni. Obrabialność stali jest uzależniona od jej twardości, ciągliwości, zdolności utwardzania się pod wpływem skrawania, oraz od po-



Rys. 9. Warstwa zewnętrzna odwęglona (×80).

staci cementytu. Twardość może być wynikiem niedostatecznego wyżarzenia (struktura sorbityczna), lub zawartością chromu powyżej 10%. Zwiększenie ciągliwości stali poniża jej obrabialność. Zdolność utwardzania się przy procesach obróbki mechanicznej, posiadają stale z dużą zawartością manganu. Bardzo często daje się zauważyć, że nawet ta sama stal przy jednakowych warunkach skrawania w je-

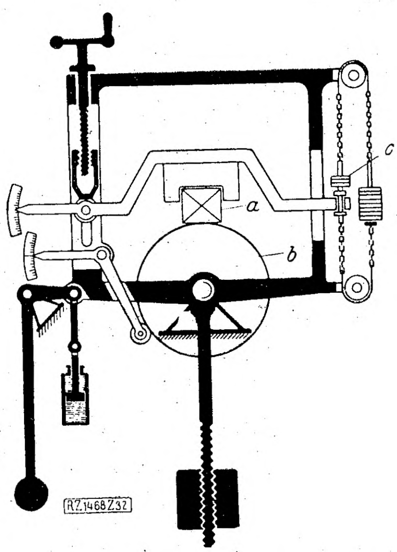
dnym wypadku obrabia się dobrze, daje powierzchnię czystą, w drugim — powierzchnię chropowatą (stal zadziera się). Szczególnie niemiłem jest to zjawisko przy ostatecznem zataczaniu narzędzi, kiedy właśnie należy otrzymać gładką powierzchnię zataczania. Otóż według badań Portewina, postać cementytu w perlicie wpływa na obrabialność i czystość powierzchni obrabianej. Prążkowaty perlit pomieszany z twardemi płytkami cementytu daje duży opór skrawania, natomiast kulkowy cementyt ułożony w miękim ferrycie, jako wynik dobrego wyżarzania, jest łatwy do obróbki; sprężynujące pod nożem w miękiem podłożu kuleczki cementytu powodują niegładkość powierzchni obrabianej.

Nowe wyniki badań nad ścieralnością.

(przez. M. Finck'a Aachen) J. S.

Treść: Poszukiwania nad ścieralnością metali. Określanie ścieralności. Zjawisko utleniania przy przebiegu ścierania się metali. Badania nowe. Wyniki.

Dotychczasowe wyniki poszukiwań nad ścieralnością metali, przy których ulegały ścieraniu przez tarcie przy poślizgu, lub tarcie przy toczeniu się, próbki bądź z jednakowych, bądź też ze znormalizowanych materjałów, uwydatniły dwa zjawiska: 1) mechanicznego usuwania cząstek i 2) utwardzania, oraz hartowania się na zimno materjału. Próby za pośrednictwem materjałów pomocniczych, jak szmergiel, były pominięte.



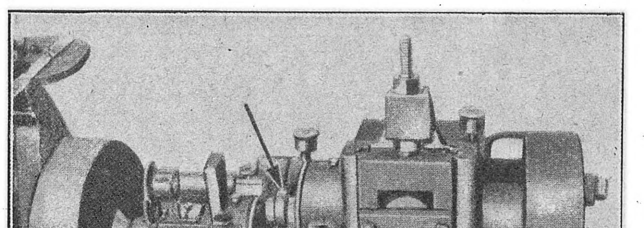
Rys. 1.
Maszyna do badania ścieralności systemu Spindl'a.

Mechaniczne usuwanie cząstek jest pierwszem, rzucającem się w oczy, zjawiskiem przy rozpoczęciu się ścierania; z tem wiąże się zmniejszenie wagi, osłabienie danej części, a co za tem idzie — obniżenie współczynnika bezpieczeństwa danej konstrukcji. Ujawnia się to szczególnie w wypadku tarcia przy ślizganiu naprzykład klocek hamulca, bandaż koła. Drugie zjawisko utwardzania i hartowania się na zimno, którem posiłkowali się Meyer i Nehl[1]) przy objaśnianiu zjawiska ścieralności, powstaje przy wyciskaniu materjału z miejsca ugniatanego, w szczególności gdy zachodzi tarcie przy toczeniu się, jak naprzykład koła po szynie; wówczas materjał utwardza się na zimno, przez co staje się bardziej wytrzymały i mniej ciągliwy, a zatem kruchszy, wskutek czego powstaje odłuszczanie się cząsteczek.

Przy próbach ścieralności starano się naśladować warunki spotykane w praktyce z jednej strony przez to, że zastosowano tarcie przy ślizganiu, jak naprzykład to ma miejsce w maszynie konstrukcji Spindl'a,[2]) gdzie tarcza z miękiej stali grubości 1 mm obracająca się powoli wszlifowywuje się pod naciskiem w badany materjał (rys. 1), z drugiej strony przez to, że na wzór koła i szyny zastosowano tarcie przy toczeniu się, mianowicie tocząc po sobie pod naciskiem dwie rolki z badanego materjału z poślizgiem lub bez poślizgu (rys. 2—4). Ścieralność określa się w pierwszym wypadku w ten sposób, że ustala się czas lub drogę potrzebną do wdrążenia się tarczy na określoną głębokość w badaną próbkę, w drugim wypadku przez ustalenie ubytku na wadze w przeciągu określonego czasu, lub określonej liczby obrotów maszyny.

Wyniki, które na tych maszynach otrzymywano, były częściowe zgodne, a częściowo sprzeczne z zachowaniem się materjałów w praktyce. Również porównywanie prób dokonywanych z tym samym materjałem na obu wymienionych rodzajach maszyn dawało sprzeczne wyniki, albowiem nie można porównywać, co jednak często się zdarzało, wyników, otrzymanych przy tarciu, które ma miejsce przy ślizganiu, z tarciem przy toczeniu się.

Utlenianie (oksydacja). Przy badaniach startego pyłu okazało się[3]), że pył z maszyny Spindla jest prawie wyłącznie metaliczny, gdy z maszyny Amslera, przeciwnie, był utleniony, a mianowicie, gdy materjałem badanym była stal, posiadał w znacznym stopniu domieszkę *FeO*. Występowanie utlenionego pyłu objaśniano tem, iż przyjmowano, że cząstki, które się oddzieliły od macierzystego materjału,



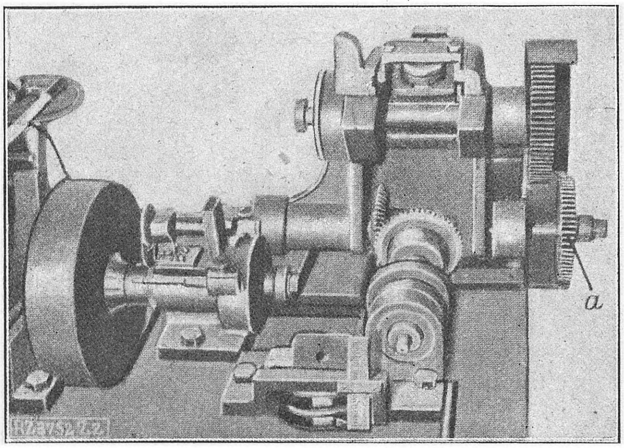
Rys. 2. Układ wzajemnie po sobie toczących się rolek.

naskutek tego że materjał ów stawał się kruchym lub też naskutek mechanicznego usuwania, pozo-

[1]) Werkstoffausschuss des Vereines deutscher Eisenhüttenleute Bericht 37.
[2]) V. D. I. Tom 70 (1926) str. 415, Tom 72 (1928) str. 1546.
[3]) Schulze und Lange, Werkstoffausschuss des Vereines deutscher Eisenhütenleute Bericht 90.

stają nadal na toczących się po sobie powierzchniach rolek, a że pył ten jest niezmiernie drobny, ulega daleko idącemu utlenianiu.[4]) Przyjmowano więc zjawisko utleniania jedynie jako poboczne zjawisko przy przebiegu ścierania się metali.

Było więc rzeczą ogólnie znaną, że przy wzajemnem tarciu się o siebie metali powstają pro-

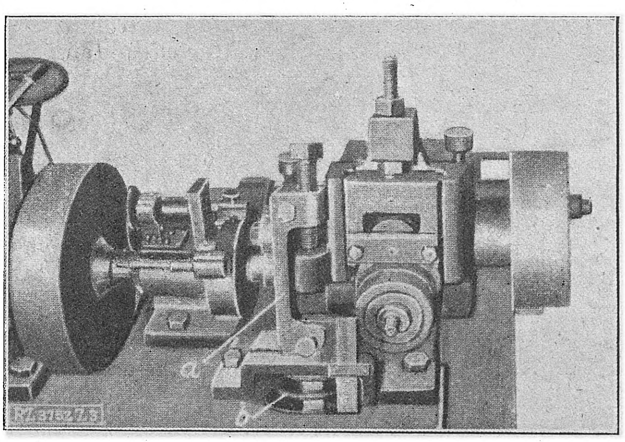


Rys. 3. Wahacz z górną rolką uniesiony. Z prawej strony widzimy wyłączony napęd górnej rolki. Po opuszczeniu wahacza górna rolka jest napędzana przez dolną. Różne stopnie poślizgu uzyskujemy przez włączanie kółka *a*, a więc przez przymusowy napęd górnego wałka i przez stosowanie różnych średnic rolek badanych.

dukty ich utleniania. Tak naprzykład przy silnem hamowaniu kół pociągu cząstki klocka hamulca i bandaża koła, które się wskutek znacznego tarcia oderwały, ulegały utlenieniu przy pojawieniu się ognia. W tym wypadku utlenianie się jest zjawiskiem pobocznem, ponieważ cząstki ulegają spalaniu, wskutek ciepła, wytworzonego przy ich odrywaniu. Już dawniej zwracano uwagę w angielskiej literaturze,[5]) że trące się części maszyn ulegają rdzewieniu, co przypisywano różnym przyczynom, między innemi korozji wskutek wilgoci, zjawiskom elektrolitycznym, lub nawet pojawieniu się względnie obecności, naprężeń w materjale. Tomlinson,[6]) który zajmował się tem zjawiskiem, uważa, że najdrobniejsze cząstki wyrywane są z materjału przez siły styczne i łączą się z tlenem powietrza. Temu twierdzeniu przeczy następująca obserwacja: przy maszynie do badania ścieralności Spindl'a, gdzie działają prawie wyłącznie siły styczne, oddziela się prawie zupełnie czysty pył metaliczny, gdy w maszynie do badania ścieralności Amsler'a, przy tarciu podczas toczenia się, spada pył całkowicie utleniony. Również French (Ameryka)[7]) przy badaniach ścieralności bronzów łożyskowych na maszynie Amsler'a stwierdził obecność warstw tlenków na badanych rolkach.

Meyer i Nehl, badając na maszynie Amsler'a stale o wytrzymałości 34 kg/mm^2 i wydłużeniu 38%, jak również o wytrzymałości 61,7 kg/mm^2 i wydłużeniu 15%, stosując wyłącznie tarcie przy toczeniu się i słaby nacisk, stwierdzili ścieranie się rolek, a pył powstały ze ścierania był czarnego koloru. Maszyna robiła 250 obr/min., nacisk wzajemny tarcz 50 kg. Było to w pewnym stopniu dziwne, że przez zwykłe toczenie się po sobie materjały o wyżej wymienionych własnościach wytrzymałościowych jednakże się ścierały. Fakt, że utleniony pył występuje specjalnie obficie w wypadku tarcia przy toczeniu się, pozwala domyślać się (o czem Mayer i Nehl nie wspominają), że tlen z powietrza odgrywa istotną rolę w zachodzącem tu zjawisku ścierania.

Nowe badania. Dla zbadania tych zależności zostały przeprowadzone próby, oparte na poprzednich badaniach, na dostarczonej i specjalnie w tym celu przebudowanej maszynie Amsler'a. Prób dokonywano dwojako: 1) zwyczajnie, jak dawniej, w atmosferze powietrza i 2) w atmosferze beztlenowej t. j. obojętnego gazu np. azotu, z zachowaniem w obu wypadkach jednakowych warunków doświadczenia[8]). Użyto zatem rolek próbnych o średnicy 40 mm, grubości 10 mm ze stali na bandaże, które dostarczyła Monachijska Dyrekcja Kolejowa, przy 250 obr/min i nacisku 50 kg. Poślizg przy toczeniu się rolek wynosił około 1%. Ścieralność ustalono za pomocą zmierzenia ubytku na wadze próbek, czego dokonano (z dokładnością do 4-rech znaków po przecinku) na analitycznej wadze chemicznej. Przy próbach w powietrzu przy 1% poślizgu wykazano ubytek na wadze około 0,18 gr. po 50000 obrotów. Przy próbach w azocie również przy 1% poślizgu nie było wcale ubytku na wadze. Prób tych dokonywano, jak wskazuje rys. 5 w szklanym cylindrze (dla umożliwienia obserwacji przebiegu ścierania) uszczelnionym krążkami gumowemi.



Rys. 4. Maszyna Amslera do badania ścieralności, górna rolka obciążona. Na opuszczonym wahaczu z górną rolką, przy pomocy ramienia *a* jest zawieszona sprężyna, której zmienne napięcie daje możność regulacji wzajemnego nacisku rolek.

Ten wynik wskazuje wyraźnie, że utlenianie odgrywa istotną rolę w procesie ścierania. Toczące się po sobie powierzchnie przy próbach w obojętnym gazie przybierają wygląd silnie błyszczący,

[4]) Sitzungsbericht des Ausschusses 21 des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik. Drezno 1928

[5]) Eden, Rose, Cunningham: The mechanical production of rust, Proc. Inst. Mech. Eng. 1911 str. 875; „The Engineer" Tom 112 (1911 II) str. 542.

[6]) The rusting of steel surfaces in contact, Proc.' of the Royal Societv. Londyn, tom 115 str. 472.

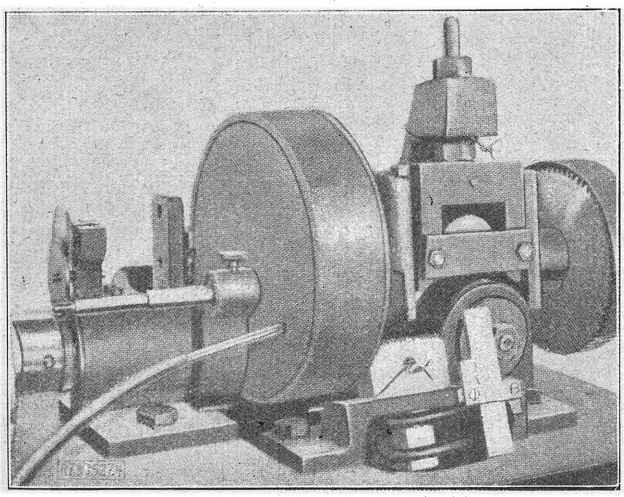
[7]) French, Rosenberg, Harbangh, Cross: Wear and mechanical properties of railroad bearing bronzes at different temperatures, Forthcoming Bureau of Standards Technologie Papers, Proc. of the Am. Soc. for Testing materials. Tom 28 (1928 II) str. 298.

[8]) Organ. f. d. Fortschritte d. Eisenbahnwesens. Tom 84 (1929) № 20 str. 405.

podczas gdy współczynnik tarcia spada mniej więcej o $1/_3$ swej wartości, jaką posiada przy próbach w powietrzu.

Do obydwóch wymienionych na początku artykułu czynników, powodujących zjawisko ścierania, przybywa jeszcze utlenianie, które nazwano „utlenianiem przy toczeniu się" („Walzoxydation") z powodu wybitnego występowania tego zjawiska podczas toczenia się. Wyrażenie „utlenianie przy tarciu" („Reiboxydation"), aczkolwiek lepiej to zjawisko określające, nie mogło jednak być wybrane, gdyż mogłoby być omyłkowo rozumiane jako utlenianie cząstek przy działaniu hamulca, lub tarczy szlifierskiej.

Co się tyczy wytłomaczenia „utleniania przy toczeniu się", to łączy się ono ściśle ze zjawiskiem adsorbcji gazów, przy którem pod działaniem sił powierzchniowych ciała stałego gaz, znajdujący się pod wysokim ciśnieniem, chwyta się jego powierzchni. Toczą się po sobie dwa ciała, np. dwie rolki ze stali, wówczas powietrze, znajdujące się



Rys. 5. Wbudowana w maszynę do badania ścieralności komora gazowa do przeprowadzania prób w gazach.

na powierzchniach tocznych, lub je otaczające, zostaje wwalcowywane między małe powierzchnie ich styku, które tworzą się pod wpływem nacisku wywieranego na siebie wzajemnie przez rolki i zostaje tam silnie sprężane. Znajdujące się na tych małych powierzchniach styku nierówności, tworzące zamknięte przestrzenie, przez odkształcenie ulegają zmniejszeniu, wskutek czego wzrasta ciśnienie zamkniętego w nich gazu, w tym wypadku powietrza. Przy stosunkowo szybkim przebiegu zjawiska sprężanie to ma przebieg zbliżony do sprężania adjabatycznego. Ponieważ w wypadku zastosowania stali, jako materjału badanego, odpadający produkt zawiera dużo FeO, zachodzi tu reakcja według równania: $2Fe + O_2 = 2FeO$.

Objętości, znajdujące się po lewej stronie równania są z jednej strony objętością żelaza w stanie stałym, z drugiej strony gazowego tlenu. Po prawej stronie równania mamy objętość tlenku żelaza w stanie stałym. Jednak objętości ciał stałych są mniejsze w porównaniu z objętościami ciał gazowych, więc według zasady Le Chatelier'a przy stosowaniu ciśnienia równowaga zostaje przesunięta w stronę, gdzie powstają mniejsze objętości, w naszym wypadku w kierunku prawej strony równania, gdzie tworzy się FeO. Ponieważ ten związek przy dalszym przebiegu ścierania odpada, przez co może iść tworzenie się FeO dalej, aż do zupełnego zużycia Fe.

Tworzenie się produktów utlenia postępuje naprzód w ten sposób, że tworzą się na powierzchniach tocznych rolek coraz grubsze warstwy tlenków. Warstwy te przybierają coraz to inne barwy, przyczem temperatura badanych rolek nie wzrasta ani w stosunku do otoczenia ani też w stosunku do powstających barw. Barwne warstwy tlenków nie odłuszczają się się jeszcze, ale trzymają się silnie powierzchni tocznych. Ponieważ waga badanych rolek przy tworzeniu się warstw tlenków przez związanie tlenu wzrasta, rozpoczyna się zużycie (ścieranie), w dziwny sposób wzrostem wagi, w przeciwieństwie do dotychczas przyjmowanych krzywych ścieralności. W jednym wypadku np. wzrost wagi dosięgnął 1,2 mgr. Gdy badamy żelazo, to po fiołkowem zabarwieniu następuje nawarstwienie żółto-bronzowe. Ponieważ mamy tu do czynienia z daleko posuniętem utlenianiem cząsteczkowem, być może, że to nawarstwienie jest Fe_3O, o którem wspomina Schenck z Münsteru. Chemiczna analiza tego nawarstwienia nie dała na razie wyniku, ponieważ jak i poprzednie nawarstwienie trzyma się ono silnie powierzchni. Po nawarstwieniu żółto-brunatnem tworzy się czarny FeO, który wkrótce zaczyna się odłuszczać.

Również i przy bardzo trudno utleniających się metalach, jak stali $V2A$ i złocie, spostrzega się zjawisko „utleniania przy toczeniu się". Następnie pozwala nam utlenianie przy toczeniu się objaśnić, od 30-tu lat sporną kwestję falistego zużywania się powierzchni tocznych szyn („Schienenriffeln"). Z powodu drgań, które powstają przy jeździe wozu po szynach, musimy się liczyć z wahaniami poślizgu, lub obciążenia, wywołującemi w mniejszym, lub większym stopniu „utlenienie przy toczeniu się". W miejscach obciążeń powstają większe zużycia, niż w miejscach odciążonych.

Przez oczyszczanie rolek badanych przed doświadczeniem, jak do tej pory były w użyciu xylolem, wywołamy zjawisko oksydacji już w chwilę po rozpoczęciu próby; rolki stają się chropowate i ciemne. Jeżeli tego nie uczynimy, to zauważymy, że powierzchnie toczne rolek są początkowo lustrzano błyszczące i utlenianie nie zachodzi. Przez tarcie stali przy toczeniu, lub tarcie tarczy szlifierskiej przy szlifowaniu, zdają się tworzyć na toczących się powierzchniach utlenione powłoki, które początkowo chronią od utleniania, a przez oczyszczanie zostają usunięte. Być może, że ciśnienie gazu adsorbowanego na utlenionej powłoce, powstającej podczas toczenia, lub szlifowania, i którą musimy sobie wyobrazić jako gęstszą i bardziej zwartą, niż warstwy utlenione, tworzące się w procesie ścierania przez wzajemne toczenie się po sobie rolek, jest mniejsze, skutkiem czego utlenianie wolniej postępuje. Po pewnym czasie występuje utlenienie.

Poczyniono także nowe odkrycia dotyczące współczynników tarcia przy toczeniu się. Próby na maszynie Amsler'a, przeprowadzone w obojętnym gazie przy nacisku 50 kg. i 1% poślizgu, wykazały,

że współczynnik tarcia spada o $1/3$ wartości, jaką posiadał w analogicznych warunkach przy próbach w powietrzu. Zwykły współczynnik tarcia między metalami w atmosferze powietrza przy toczeniu się z poślizgiem nie jest rzeczywistym współczynnikiem tarcia tych metali, lecz współczynnikiem o podwyższonej wartości wskutek obecności na tych metalach produktów utlenienia. Z tego wynika, że szyna, lub bandaż koła z doskonale odpornego na zużycie materjału, które wcale nie wykazują utleniania, nie nadawałyby się do swego celu, gdyż wskutek małego współczynnika tarcia powstawałyby uszkodzenia przy rozbiegu i ostrych zjazdach (Steilrampen).

O ile naoliwimy powierzchnie toczących się po sobie metali, ścieralność obniża się, jednak nie całkowicie jak możnaby się tego spodziewać. Oliwa, lub tłuszcz podczas pracy kół zębatych przyjmują ciemne zabarwienie, które objaśnić można tylko powstawaniem FeO. Z tego wynikałoby że powietrze lub tlen rozpuszczony w oliwie wchodzi w związek chemiczny z metalem pracujących powierzchni zębów, co ma wpływ na ścieralność. W przyszłości przy próbie łożysk należałoby brać pod uwagę „utlenianie przy toczeniu się", a przy badaniach oliwy zawartość rozpuszczonego w niej tlenu. Należy przy projektowaniu zwrócić uwagę na to, ażeby tlen ze spienionej oliwy nie przedostawał się na części pracujące. Przy próbach ścieralności z 14% mangano-stalą (ze stalowni Böhlera w Düsseldorfie) otrzymany starty pył był koloru ciemno czerwono-brunatnego i, jak wykazała analiza chemiczna, składał się ze związków $FeO\ MnO_2$. Podczas gdy żelazo utlenia się w mniejszym stopniu dając tlenek, mangan osiąga wyższy stopień utlenienia — dwutlenek.

Występujące w praktyce różnorodne rodzaje ścieralności zależą od różnego stopnia udziału czynników ścieralności, co należy uwzględnić przy przeprowadzaniu badań. Zauważyć należy, że przy niektórych metalach wpływ ochronnej powłoki utlenionej jest specjalnie silny i utrudnia, jeżeli nie uniemożliwia nawet, matematyczne ujęcie zjawiska.

POMIARY WARSZTATOWE.

Dokładność pomiarów, osiągalna przy mierzeniu stożków na skośnicy sinusowej.

Jednym z najbardziej dokładnych i poręcznych przyrządów warsztatowych do sprawdzania stożków jest skośnica sinusowa[1]) pozwalająca na sprawdzanie dokładności nawet bardzo krótkich stożków.

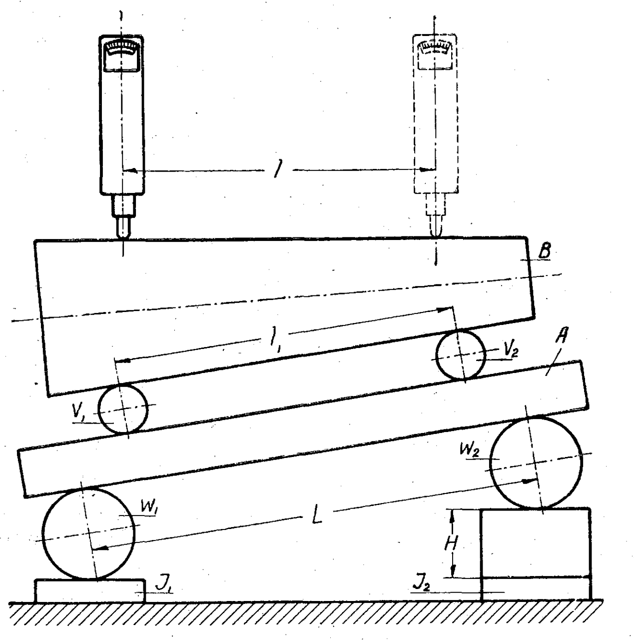
Przyrząd ten (rys. 1) składa się z ramienia A na którym umieszcza się sprawdzany stożek B, dwóch wałków W_1 i W_2 i znanej również grubości D, umieszczonych pod ramieniem w znanej odległości L'. Najwłaściwiej dobrać wielkości L_1 i D w ten sposób, aby odstęp osi obu wałeczków L wynosił 200 mm. Pochylenie ramienia, zresztą zmienne w dużych granicach, dla umożliwienia pomiaru stożkowatości, ustalane jest przez podłożenie pod jeden z wyżej wspomnianych wałków odpowiedniej ilości wzorców klockowych (np. wzorców Johanssona). Cały ten przyrząd umieszcza się pod dokładnym czujnikiem C z przekładnią 1/1000), który przy przesuwaniu wzajemnem w płaszczyźnie rysunku (rys. 1) po równi R wskaże odchylenie U od teoretycznej stożkowatości sprawdzanego stożka.

Odczytując wskazania czujnika w dwóch położeniach odpowiadających wzajemnemu przesunięciu o l mm otrzymamy, po odrzuceniu wielkości trzeciego rzędu, zależność następującą:

$$U = \frac{c_1 - c_2}{l} = \frac{\delta}{l}$$

w której c_1 i c_2 są wspomniane dwa odczyty na czujniku, a δ ich różnica.

Jeżeli błąd odczytu wartości c_1 i c_2 na czujniku wynosi $\pm 0{,}5\ \mu$, otrzymamy δ z dokładnością do 1 μ i tę samą dokładność dla U. Zatem przy $l = 100$ mm będziemy mogli ustalić kąt z dokładnością do 2''. Powyższe jest słuszne, jeżeli zważymy, że wielkość przesunięcia l można z łatwością ustalić np. przy pomocy zwykłej miary kreskowej, z dokładnością do 0,5 mm, co spowoduje błąd w granicach 0,5%, który można śmiało pominąć.



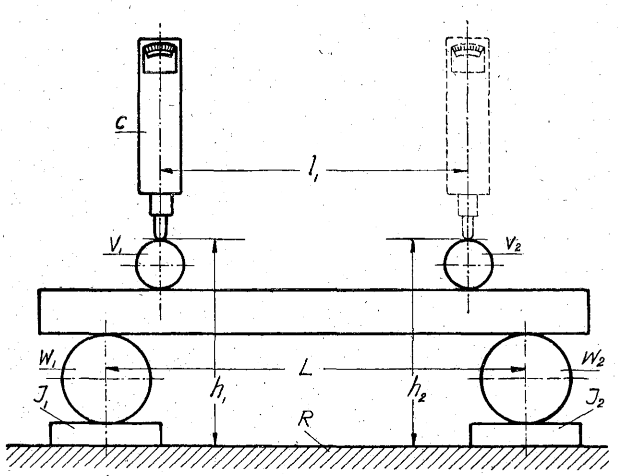
Rys. 1. Schemat pomiaru na skośnicy sinusowej.

Do wyżej wspomnianego błędu odczytu na czujniku może dojść jeszcze błąd pochodzący od ustawienia samej skośnicy i spowodowany szeregiem przyczyn. Głównemi z nich są nierównoległość górnej powierzchni ramienia skośnicy do linji łączącej osie wałków i niewłaściwa wysokość umieszczenia dolnych punktów oparcia wałków nad płaszczyzną podstawy przyrządu. Spowodowany temi przyczyna-

1) Literatura: 1) Mierzejewski H. „Metrologja techniczna" 1924 r. 2) „Metody sprawdzania wzorców i sprawdzianów". Zeszyt 1921 r. Wyd. Zakł. Obróbki Met. Politechniki Warszawskiej. 3) Berndt G. „Technische Winkelmessungen" 1930 r.

mi błąd da się wyrugować o ile uprzednio przeprowadzimy odpowiednie sprawdzenie skośnicy, przez przesuwanie czujnika po górnej powierzchni ramienia skośnicy po zdjęciu stożka i usunięciu z pod prawego wałka W_2 wzorców klockowych. To znaczy przez sprawdzanie skośnicy w jej położeniu zerowem.

Przy tem sprawdzaniu należy zwrócić uwagę na to, że przy dłuższem użyciu skośnicy mogą wałeczki wyrobić sobie w dolnej podstawie R przyrządu wgłębienia, których istnienie spowoduje bezsprzecznie błąd przy pomiarze. Bowiem gdy przez podłożenie wzorców ustawimy skośnicę do pomiaru, pokryją one wgłębienie wyrobione przez prawy wałek W_2, gdy tymczasem lewy wałek W_1 pozostając w swoim wgłębieniu nada niewłaściwe pochylenie ramieniowi skośnicy. Błąd ten da się usunąć przez podłożenie wzorców J_1 i J_2 o jednakowych wymiarach pod oba wałkami. O ile pozostawimy je pod wałeczkami przy ustawieniu skośnicy, t. zn. przywrzemy do wzorca J_2 odpowiednią ilość wzorców, które mają nadać skośnicy żądane pochylenie (patrz



Rys. 2. Schemat sprawdzania skośnicy sinusowej w t. zw. położeniu zerowem.

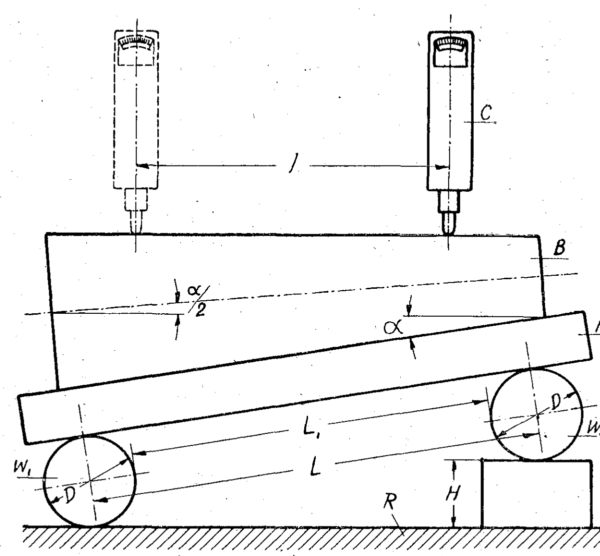
rys. 3), to wymiar tych wzorców nie będzie wchodził w rachubę, więc może być nam nieznany.

Przy wyżej wspomnianym sprawdzeniu skośnicy, wobec niezupełnej płaskości górnej powierzchni jej ramienia, zawsze może się okazać, że kolejne różnice odczytów na czujniku nie stoją w stosunku prostej proporcjonalności do odnośnych przesunięć czujnika. Żeby uniknąć błędu stąd pochodzącego i jednocześnie zapewnić mierzonemu stożkowi właściwe położenie, należy na ramieniu skośnicy umieścić we właściwej odległości l' dwa o równej średnicy wałeczki V_1 i V_2 (rys. 2) przytwierdzając je odpowiedniemi trzymakami. Wówczas, opierając kowadełko czujnika kolejno na obu wałeczkach i odczytując różnicę wskazań czujnika przeliczymy ją na długość L w mm teoretycznej długości ramienia skośnicy.

Mając tę przeliczoną różnicę będziemy mogli, przy ustawieniu skośnicy do pomiaru dodać ew. odjąć ją od wysokości teoretycznej H podkładanych wzorców, zależnie od tego czy kowadełko czujnika uniosło się czy opuściło przy przesunięciu w prawo czujnika z jednego wałeczka na drugi.

Wobec tego, że przy określaniu zerowej poprawki skośnicy popełnialiśmy również błąd ten sam (przy rozstawieniu wałeczków o 100 mm błąd wyniesie 2″) co i przy odczycie wyżej omówionym, błąd ogólny będzie dwa razy większy.

Dalej, otrzymamy błąd spowodowany przez zestawienie ze sobą na wymiar H wzorców klockowych. Błąd ten można przyjąć dla każdego wzorca składającego się na wymiar H równym 0,2 μ, zatem przy użyciu np. 4 wzorców mielibyśmy $4.0{,}2 = 0{,}8$ μ co po przeliczeniu na długość mierzoną stożka l (rys. 3) da nam wielkość odnośnego błędu. Przyjmując $L = 200$ mm i $l = 100$ mm, i że wymiar H zestawiono z 4-ch wzorców otrzymamy błąd $\pm$ 0,4 μ. Pozatem wejdzie tu jeszcze błąd spowodowany tem, że posiadamy wzorce uszeregowane co do wymiarów w odstępach co l μ — wyniesie on w najniekorzystniejszym wypadku $\pm$ 0,5 μ. Zatem sumarycznie błąd pochodzący od wzorów będzie wynosił $0{,}8 + 0{,}5 = 1{,}3$, co po przeliczeniu na długość $l = 100$ mm wyniesie 0,6 μ.



Rys. 3. Schemat ustawienia skośnicy sinusowej, do pomiarów precyzyjnych.

Błędu pochodzącego od niedokładności wzorów klockowych przyjąć tu pod uwagę nie będziemy mogli, bowiem zazwyczaj nie jest nam on znany. Niedokładność wymiaru L, jak również l_1 i l nie wpłynie na pomiar bowiem ustalając je nawet tylko z dokładnością do $\pm$ 0,1 mm przy $L = 200$ $l_1 = l = 100$ mm otrzymamy błąd równy 0,05%, co można śmiało pominąć.

W ten sposób ogólny, błąd popełniony przy pomiarach stożka na długości $l = 100$ mm przy pomocy skośnicy dla której $L = 200$ mm wyniesie max. $\pm$ 2,6 μ, co w miarach kątowych odpowiada w przybliżeniu 5″. Przez uwzględnienie poprawek na wymiary wzorców i przez wykonanie szeregu pomiarów da się ten błąd naturalnie jeszcze znacznie zmniejszyć nawet do 1/5 obliczonej uprzednio wartości, co wyniosłoby w miarach kątowych około $\pm$ 1″, ale jest to osiągalne tylko w warunkach laboratoryjnych.

Aby osiągnąć powyżej obliczoną dokładność należy przyjąć jeszcze pod uwagę co następuje: zazwyczaj w praktyce podaje się zbieżność stożka jako stosunek $1 : S$, gdzie S oznacza poosiową długość stożka, na której zmienia się jego średnica o 1 mm (np. dla normalnych stożków narzędziowych

metrycznych $S = 20$) ewentualnie podają ten sam stosunek w postaci ułamka dziesiętnego (dla stożka metrycznego jako 0,05). Oblicza się zatem wymiar H wzorców dla skośnicy (bez uwzględnienia poprawki zerowej) z zależności:

$$H' = L\frac{1}{S} = \frac{L}{S}$$

Zbadamy jak dalece jest ta zależność słuszną. Dokładnie będzie dla stożka:

$$\operatorname{tg}\frac{\alpha}{2} = \frac{1}{2S} = s$$

gdzie s oznaczyliśmy dla skrócenia $\frac{1}{2S}$

Dla skośnicy zaś będzie

$$\sin\alpha = \frac{H}{L}$$

Z tego wynika, że:

$$H = L\sin\alpha = L\sin(2\operatorname{arctg} s)$$

Wobec tego, że s jest wielkością małą (średnio 1/40) można wykonać rozłożenie funkcji w szereg, z pominięciem potęgi 6-ej i wyższych; i tak:

$$\operatorname{arctg} s = s - \frac{1}{3}s^3 + \frac{1}{5}s^5$$

$$\sin x = x - \frac{1}{6}x^3 + \frac{1}{120}x^5$$

a więc:

$$\sin(2\operatorname{arctg} s) = 2\left(s - \frac{1}{3}s^3 + \frac{1}{5}s^5\right) -$$

$$-\frac{8}{6}(s^3 - s^5) + \frac{32}{120}s^5 = 2s - 2s^3 + 2s^5$$

z tego wynika, że

$$H = 2L(s - s^3 + s^5)$$

więc do wartości

$$H' = \frac{L}{S} = 2Ls$$

należy dodać poprawkę

$$\Delta H = -2Ls^3(1 - s^2)$$

Dla skośnicy przy $L = 200$ i dla stożka metrycznego a więc $S = 20$, $s = 1/40$ będzie

$$\Delta H = -2.200\left(\frac{1}{40}\right)^3\left[1 - \left(\frac{1}{40}\right)^2\right] =$$

$$= -\frac{400}{64.10^3}\left(1 - \frac{1}{1600}\right) = 6{,}25.10^3 \text{ mm} = -6{,}25\,\mu$$

Jak z powyższego wynika możemy nawet pominąć i 5-tą potęgę, tak że ogólnie biorąc, wystarczy wprowadzać poprawkę:

$$\Delta H = -2Ls^3 = -\frac{L}{4S^3}$$

O ile nie uwzględnimy poprawki ΔH, popełnimy błąd średnio $\pm 3\,\mu$, przy $l = 100$ mm, to znaczy $\pm 6''$, co jak widzimy więcej wynosi, niż wyżej obliczony błąd pomiaru na skośnicy (około $5''$).

Jeżeli zatem chcemy w całości wykorzystać dokładność wskazań czujnika (0,001 mm) przy pomiarach stożków narzędziowych, musimy przy dobieraniu wymiaru H wzorców do skośnicy uwzględnić nietylko poprawkę zerową skośnicy, ale także przyjąć pod uwagę poprawkę ΔH, spowodowaną tem, że zbieżność stożka jest wyrażona w funkcji tangensa, gdy tymczasem wartość wymiaru H obliczonego dla skośnicy jest obliczona z funkcji sinusowej.

Wartość poprawki ΔH jest oczywiście dla danej skośnicy wielkością stałą, więc wystarczy ją raz na zawsze sebie obliczyć. Przy każdym zaś pomiarze należy sobie ustalić poprawkę na błąd ustawienia skośnicy, zależną jest ona bowiem od rozstawienia l' wałeczków V_1 i V_2, które się może zmieniać zależnie od długości sprawdzanego stożka.

Oczywiście, można pomiary wykonać z zestawionemi wzorcami na wymiar H bez uwzględnienia poprawki zerowej skośnicy, a następnie rachunkowo ją uwzględnić w zależności od wielkości l' i l dla każdego z pomiarów oddzielnie.

TABLICA I.

Stożek	S	l/S	H'	H	H
metryczny	20,00	0,050 000	10,000 0	— 6,25	9,993 7
Morse'a 0	19,212	0,052 050	10,410 0	— 7,05	10,403 0
Morse'a 1	20,048	0,049 882	9,976 0	— 6,21	9,969 8
Morse'a 2	20,020	0,049 951	9,990 0	— 6,23	9,983 8
Morse'a 3	19,922	0,050 196	10,039 2	— 6,32	10,032 9
Morse'a 4	19,254	0,051 938	60,387 6	— 7,00	10,380 6
Morse'a 5	19,002	0,052 627	10,525 3	— 7,29	10,518 0
Morse'a 6	19,180	0,052 138	10,427 6	— 7,09	10,420 5
Morse'a 7	19,231	0,051 000	10,400 0	— 7,03	10,393 0

Do pomiaru normalnych stożków narzędziowych [1]) będziemy mogli wówczas korzystać z załączonej tablicy (dla skośnicy o wymiarze $L = 200$ mm):

Przykłady pomiarów przy pomocy wałków i krążków wzorcowych.

Do pomiarów prowadnic nie leżących w jednej płaszczyźnie używane są wałki i krążki stalowe hartowane, dokładnie oszlifowane na miarę. Oddają one dobre usługi w warsztacie przy sprawdzaniu dokładności wykonania prowadnic obrabiarkowych i sprawdzianów kątowych do wyrobu stożkowych kół zębatych. Poniżej podajemy pokrótce parę przykładów ich zastosowania z wzorami dogodnemi w użyciu w warunkach warsztatowych.

I. Przy pomiarze prowadnic w budowie obrabiarek i uchwytów o kształcie podanym w przekroju na rys. 1, umieszcza się (oznaczone przez m) w kątowych wyjęciach prowadnic wałeczki wzorcowe. Pomiar sprowadza się do ustalenia wymiaru b. Można ten pomiar uskutecznić dokładnym sprawdzianem szczękowym (złożonych np. z wzorców klockowych Johanssona).

---

[1]) wg. norm PN/N-270 i 272.

Wymiary b, α, c, h i a związane będą następującemi zależnościami:

1) $$b = \left(1 + \operatorname{cotg}\frac{\alpha}{2}\right) m + a;$$

2) $$\operatorname{cotg}\frac{\alpha}{2} = \frac{b - (m + a)}{m};$$

3) $$c = a + \frac{2h}{\operatorname{tg}\alpha}.$$

Przykład 1: Dane są: $\alpha = 50^0$, średnica wałka $m = 50$ mm, $a = 200$ mm, wówczas:

$$b = (1 + \operatorname{cotg} 25^0)\, 50 + 200;$$

$$\operatorname{cotg} 25^0 = \frac{1}{\operatorname{tg} 25^0} = 2{,}14451;$$

$$b = 357{,}226 \text{ mm}.$$

Przykład 2: Zmierzono $b = 400$ mm z wałeczkami o średnicy $m = 50$ mm, $a = 260$ mm. Wyznaczyć $\sphericalangle\alpha$. Wówczas:

$$\operatorname{cotg}\frac{\alpha}{2} = \frac{b - (m + a)}{m} =$$

$$= \frac{400 - (50 + 260)}{50} = 1{,}8$$

co odpowiada: $\sphericalangle\alpha = 2 \cdot 29^0 3' 17'' = 58^0 6' 34''$.

Przykład 3: Dane jest: $a = 260$ mm, $h = 60$ mm i $\sphericalangle\alpha = 50^0$. Wyznaczyć c.

$$c = 260 + \frac{120}{1{,}19175} = 360{,}69 \text{ mm}.$$

II. Przy wykonaniu kształtowego sprawdzianu szczękowego do pomiarów kół zębatych stożkowych ew. potrzebnych przy jego wykonaniu sprawdzianów pomocniczych z powodzeniem można użyć do odnośnych pomiarów krążków wzorcowych. Rys. 2 podaje taki sprawdzian z odnośnym przedmiotem mierzonym (oznaczonym na rysunku linją przerywaną). Sposób posługiwania się takim sprawdzianem przy pomiarze jest podobny do sposobu mierzenia zwykłym sprawdzianem szczękowym średnic wałków.

Na rys. 4 widzimy sprawdzian pomocniczy h_1, którego wykonanie sprawdzane jest przy pomocy dwóch krążków wzorcowych m_1 i m_2 i węgielnicy W. Wszystko umieszcza się na szybie matowej oświetlonej od spodu, aby doleganie odnośnych powierzchni było dobrze widoczne.

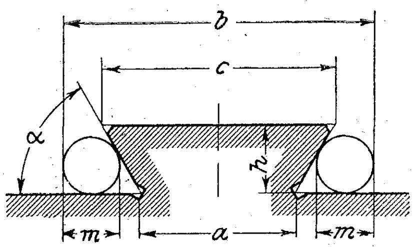
Obliczenie wielkości obu średnic krążków wzorcowych m_1 i m_2, a raczej ich promieni R i r można uskutecznić posługując się następującemi wzorami. Na podstawie rys. 5-go możemy napisać:

$$\sin\alpha = \frac{R - r}{R + r}; \qquad R - r = (R + r)\sin\alpha;$$

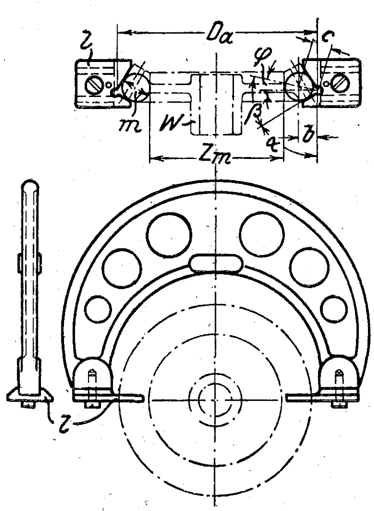
$$R = R\sin\alpha + r\sin\alpha + r; \quad R(1 - \sin\alpha) = r(1 + \sin\alpha)$$

stąd: $$R = \frac{r(1 + \sin\alpha)}{1 - \sin\alpha};$$

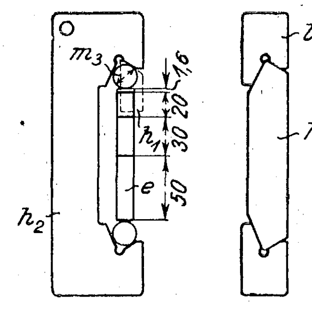
$$r = \frac{R(1 - \sin\alpha)}{1 + \sin\alpha};$$



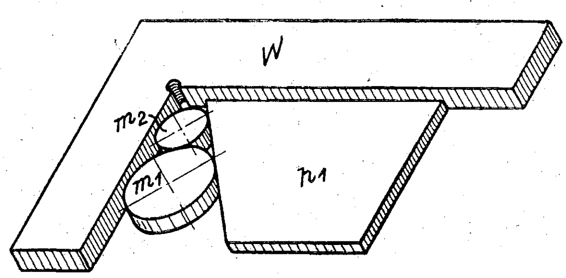
Rys. 1. Pomiar prowadnic przy pomocy wałków.



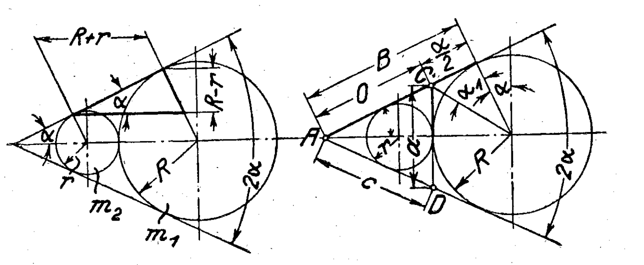
Rys. 2. Sprawdzian kształtowy do kół zębatych stożkowych.



Rys. 3. Pomiar pomocniczego sprawdzianu kątowego przy pomocy wzorców klockowych.



Rys. 4. Pomiar pomocniczego sprawdzianu kątowego przy pomocy krążków.



Rys. 5. Szkic do obliczenia średnicy krążków.

Przykład: Przyjmując $R = 25$ mm, $\sphericalangle\alpha = 25^0$ otrzymamy:

$$r = \frac{25(1 - \sin 55^0)}{1 + \sin 25^0} = \frac{25(1 - 0{,}423)}{1 + 0{,}423} = 10{,}137.$$

Przy pomocy sprawdzianu pomocniczego h_1 i dwóch krążków wzorcowych m_3 oraz zespołu wzorców klockowych e dokonywa się pomiaru sprawdzianu pomocniczego h_2, (rys. 3), potrzebnego do wykonania przeciwsprawdzianu kontrolnego (służy on jednocześnie jako sprawdzian do ustawienia sprawdzianu pokazanego na rys. 2.

Dla obliczenia wysokości zespołu wzorców klockowych e, aby uzyskać wymiar Z_m (rys. 2), można się posługiwać następującemi wzorami:

$$Z_m = D_a - m - 2b; \qquad b = c \cdot \cos\varphi;$$

$$c = \frac{m}{2\sin\beta}; \qquad \sphericalangle\varphi = (\alpha + \beta) - 90^0;$$

$$b = \frac{m}{2 \cdot \sin\beta} \cos[(\alpha + \beta) - 90^0],$$

skąd:

$$Z_m = D_a - m - \left\{\frac{m}{\sin\beta} \cdot \cos[(\alpha + \beta) - 90^0]\right\}.$$

Przykład: Dane: $D_a = 150$ mm; $m = 20$ mm; $\sphericalangle\alpha = 55^0$; $\sphericalangle\beta = 44^0$.

$$\varphi = (55 + 44) - 90 = 9^0;$$

$$Z_m = 150 - 20 - \left(\frac{20}{\sin 44^0} \cdot \cos 9^0\right) =$$

$$= 150 - 20 - \left(\frac{20}{0{,}695} \cdot 0{,}988\right) = 101{,}6 \text{ mm.}$$

BADANIA.

Własności mechaniczne materjałów cementowanych.

Dosyć rozpowszechnione jest mniemanie, że powłoka utwardzona przez cementowanie nie wywiera większego wpływu na własności materjału, leżącego poza obrębem tej specjalnie utwardzonej i uodpornionej na zużycie warstwy. Że tak nie jest łatwo stwierdzić zapomocą następujących prostych doświadczeń, znanych osobom, pracującym przy obróbce stali przemysłowych. Jeśli nawęglić próbkę miękiej stali o średnicy od 1 $^1/_2''$ do 2'' na głębokość nieco mniejszą od 1 mm, a potem zahartować przy temperaturach, jakie zazwyczaj bywają stosowane, to próbka taka wykaże na maszynie wytrzymałościowej dobrą ciągliwość i jedwabisto-włóknistą strukturę rdzenia. Zginanie w tym wypadku zachodzi stopniowo, aż do ostatecznego przełamania. Ale jeżeli próbę tę powtórzyć z prętem głębiej nawęglonym, np. na 1,5 mm, to zjawisko ma inny charakter. Początkowo materjał wykazuje pewną ciągliwość, lecz w miarę zwiększania obciążenia, może nastąpić nagłe pęknięcie całego przekroju. Przełom rdzenia bywa często częściowo krystaliczny i częściowo włóknisty, a mianowicie, ta część która w początkowych stadjach zginania zginała się normalnie ma przełom włóknisty. Przyczyny tego nietrudno zrozumieć. Pęknięcia następują w siatce cementytowej przy oswobodzeniu napięć wewnętrznych, wynikiem czego jest nagłe przeładowanie rdzenia i jego złamanie. Że ten typ przełomu spowodowany jest obecnością powłoki hartowanej, posiadającej niewielką plastyczność, lub pozbawioną jej zupełnie, łatwo dowieść przez wyszlifowanie dokoła próbki nacięcia dość głębokiego, by sięgało dalej niż powłoka cementowana; wówczas przełom rdzenia okaże się zupełnie normalny o strukturze jedwabistej i włóknistej.

Te proste fakty nasunęły myśl przeprowadzenia badań co do wpływu powłoki cementowanej na własności wytrzymałościowe, które zazwyczaj uznawane są za charakterystyczne dla danego składnika, i stwierdzenia, czy dadzą się uzyskać stałe cyfry, określające ten wpływ przy znanych warunkach obróbki termicznej.

Do badań użyto próbek o przekroju symetrycznym, jako najdogodniejszym do uzyskania wyników porównawczych.

W tablicy pierwszej podane są następujące wielkości: wytrzymałość na rozerwanie, skład chemiczny, i obróbka termiczna. Użyte były próbki o średnicy 14 mm. i długości 50 mm. Jedna próbka była nacementowana, a druga w stanie surowym.

Jasnem jest z wyników, że skutkiem wprowadzenia powłoki nieciągliwej lub mało ciągliwej, powiększa się naprężenie, przy którem następuje ostateczne rozerwanie, ciągliwość zmniejsza się.

Wydłużenie i przewężenie zmniejszają się o 69, względnie o 60% w porównaniu ze stanem pierwotnym. Co się tyczy największego naprężenia, przy którem następuje ostateczny przełom, oraz punktu płynności, należy zwrócić szczególną uwagę na znaczną redukcję współczynnika płynności. Kie-

TABLICA I.

Badania nad cementowaniem stali miękiej.

Analiza chemiczna	Obróbka termiczna			
		Niecementowana	Cementowana	Próbka DP2 została nawęglona na grubość 1 mm ochłodzona i następnie wraz z próbką DP1 dwukrotnie zahartowana w oliwie przy temperaturze 900° C i 760° C.
	№ Próbki	DP 1	DP 2	
Węgiel 0,15%	Naprężenie rozrywające . . .	45 kg/mm²	57 kg/mm²	
Mangan . . . 0,63%	Płynność	36 „	39 „	
Siarka 0,034%	Stosunek płynności do naprężenia rozrywającego	80,1%	68,9%	
Fosfór 0,036%	Wydłużenie na 50 mm długości	40%	16%	
Krzem 0,18%	Przewężenie	77,5%	35%	
	Przełom	kielichowy, jedwabisty	jedwabisty	

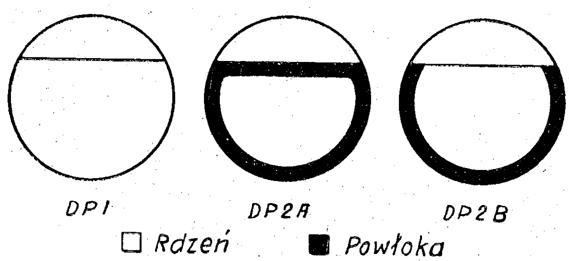
lichowy złom wytwarzany przez rozciąganie warstw powierzchniowych zaznacza się wyraźnie, ale nie występuje przy próbkach nacementowanych.

Próby na uderzenie. Wiele części maszyn wykazuje kruchość i ostry przełom z powodu istnie-

Tablica II.

№ Próbki	Energja kgm			Stan próbki
DP 1	1,36	1,46	1,53	Nienawęglona, ale obrobiona termicznie
DP 2A	1,19	1,16	1,19	Nacięta przed nawęgleniem
DP 2B	1,22	1,22	1,24	Nawęglona, nacięta, a potem zahartowana

nia na ich powierzchni nacięcia lub szeregu nacięć. Zdarza się np. często, że gwintowane części wałków wykazują kruchość, podczas gdy nie gwintowane części tychże wałków odznaczają się dużą ciągliwością przy normalnym zginaniu, mimo że

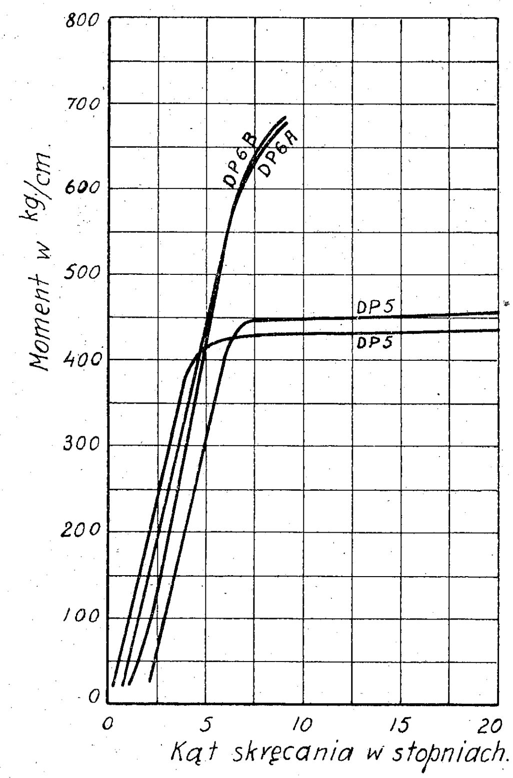


Rys. 1. Próbki nacięte.

obróbka termiczna była jednakowa. Podobną kruchość mogą wykazywać i części nawęglone, w których znajdują się jakieś nacięcia. Zachowanie to tłomaczy się zazwyczaj tem, że nacięcia te nietylko zmniejszają odporność na uderzenie, ale wytwarzają lokalne zwiększenie naprężeń. Wyniki prób na uderzenie na trzech rodzajach próbek, naciętych przed i po nawęgleniu, zawarte są w tablicy 2.

Pierwsza z powyższych próbek (DPl przedstawia rdzeń po zahartowaniu w oliwie przy 900° C i następnem hartowaniu w oliwie przy temperaturze 750° C. Była ona nie nawęglana, ale poddana obróbce termicznej.

Co się tyczy prób z prętami nawęglonemi, próbka DP2A została nacięta przed nawęgleniem, a DP2B po nawęgleniu. Można je uważać za dwa typy stanów, w jakich mogą się znajdować pracujące części cementowane. Próbki te miały średnicę



Rys. 2. Wykres skręcania dla cementowanej i zahartowanej miękkiej stali.

11 mm, a grubość w miejscu naciętym (rys. 1) wynosiła 8 mm.

Wyniki były niespodziewane, bo aczkolwiek odporność na uderzenie wykazuje zdecydowaną tendencję malejącą, odporność na uderzenie próbki, z której warstwa cementowana została zdjęta przez nacięcie, nie jest znacznie większa, niż dla próbki posiadającej całkowitą powłokę na dnie nacięcia. Objaśnia się to trudnością zupełnego utwardzenia materjału na dnie, który wobec tego posiada zbyt małą twardość by wpłynąć w jakikolwiek sposób na odporność na uderzenie. Jednostajność wyników w tym wypadku jest dość uderzająca.

TABLICA III.

№ próbki		DP5A	DP5B	DP6A	DP6B
Moment przy granicy sprężystości	kg.cm	400	430	590	600
Kąt skręcania na 25 mm	stopni	4,2	4,3	6,5	6,5
Naprężenie przy granicy sprężystości	kg/mm²	24,0	25,8	34,8	35,4
Moment ukręcający	kg.cm	940	1000	1130	1150
Kąt ukręcenia	stopni	2160	3300	248	361
Naprężenie ukręcające	kg/mm²	41,0	60,0	66,0	67,5
Kąt skręcenia na 25 mm	stopni	720	1100	83	120
Średnica	mm	9,3	9,3	9,35	9,35
Długość	mm	75	73	75	75

Próby na skręcanie. Postępowanie przy próbach na skręcanie było podobne do powyższego. Zwykłe próbki o średnicy 9,3 mm przy 50 mm długości były badane na 25-tonowej maszynie: dwie próbki DP5A i DP5B — nienawęglone, oraz dwie DP6A i DP6B nawęglone i zahartowane. Wyniki, zebrane w tablicy 3 i ujęte w krzywe na rys. 2 wykazują znaczną jednostajność dla próbek z materjałów rynkowych. Należy zauważyć, że nawęglona powierzchnia daje zwiększenie wytrzymałości na skręcanie, przyczem zarówno granica sprężystości, jak i naprężenie skręcające są odpowiednio wyższe, niż w stanie nienawęglonym. Zauważyć przytem można że sztywność materjału, wyrażająca się kątem skręcenia na jednostkę długości, jest znacznie wzmożona, dzięki wprowadzeniu twardej warstwy powierzchniowej.

Wszystkie powyższe wyniki uzyskano przy cementowaniu stali miękkiej, ale warto porównać je z wynikami otrzymanemi z inną stalą, zwykle stosowaną w przemyśle samochodowym, a mianowicie z cementowaną stalą chromoniklową. Postępowanie jest analogiczne z tem, które stosowane było przy próbach poprzednich.

Tablica IV.

Stal chroma-niklowa 3% cementowana i hartowana.

Analiza chemicza:

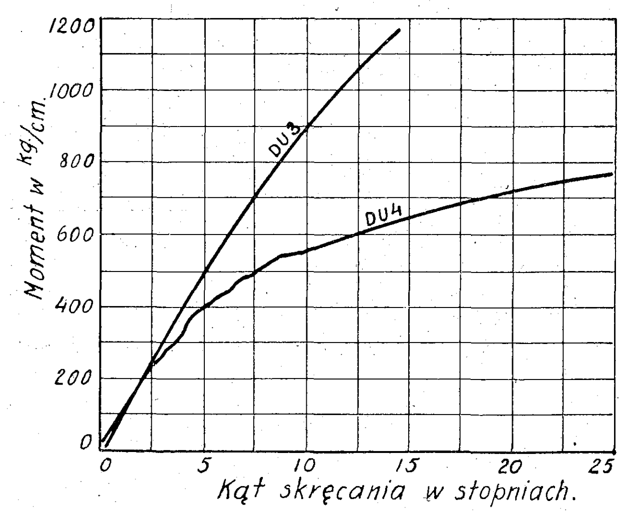
Węgiel	0,13%	Siarka	0,028%
Mangan	0,39%	Fosfór	0,025%
Nikiel	3,15%	Krzem	0,30%
Chrom	0,70%		

	Nienawęglona	Nawęglona
Próby na rozerwanie:		
№ próbki	DU1	DU2
Naprężenie rozrywające	85 kg/mm²	89 kg/mm²
Punkt płynności	54 "	56 "
Współczynnik płynności	63,9%	62,2%
Wydłużenie	23%	1,5%
Przełom	kielichowy, jedwabisty	od jedwabistego do ziarnistego
Przewężenie	48%	—
Próby na uderzenie:		
№ próbki	DU6	DU5
Udarność (Izod)	6,1; 6,4; 6,1 kg.m	1,9; 2,1; 2,0 kg.m
Próby na skręcanie:		
№ próbki	DU4	CU3
Naprężenie przy granicy sprężystości	13,2 kg/mm²	23,8 kg/mm²
Kąt skręcenia przy granicy sprężystości	2,4°	4,1°
Naprężenie przy ukręceniu	88 kg/mm²	134 kg/mm²
Kąt ukręcenia	973°	70°

Na tablicy 4 zestawiono wytrzymałość na rozerwanie, na uderzenie i na skręcanie tej stali zarówno w stanie nienawęglonym, jak i nawęglonym.

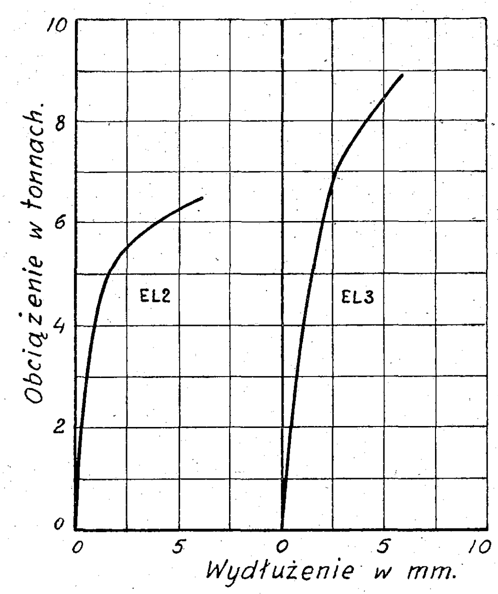
Obróbka termiczna. Próbki DU2, DU3 i DU5 były nawęglone do głębokości 1 mm i ostudzone w skrzynce. Były one ponownie nagrzane wraz z próbkami DU1, DU4 i DU6 do temperatury 840° C i zahartowane w oliwie, poczem powtórnie nagrzane do temperatury 700° C i powtórnie zahartowane w oliwie.

Badania przeprowadzone nad tą stalą wskazują, że wpływ powłoki cementowej jest taki sam, jak



Rys. 3. Wykres skręcania dla stali chromo-niklowej (3% Ni).

i dla stali miękkiej, mianowice wytrzymałość na rozerwanie zwiększa się, a ciągliwość i odporność na uderzenie maleje. Wpływ cementowania na wytrzymałość na skręcanie jest dużo więcej zaznaczony dla stali chromoniklowej, niż dla stali miękkiej. Zarówno moment skręcający, jak i naprężenie ukręcające zwiększa się tu wskutek cementowania przeszło o 50%. Kąt skręcania jest dużo mniejszy dla stali cementowanej jak to wypływa z porównania liczb 334° na 25 mm długości dla stali nienawęglonej i 23,3° dla nawęglonej.



Rys. 4. Krzywa wydłużenia.

Jak widać z krzywej na rys. 3, granica sprężystości dla próbki DU3 nie jest wyraźnie zaznaczona. Pamiętać również należy, że wartości naprężeń ukręcających obliczone są dla najbardziej ze-

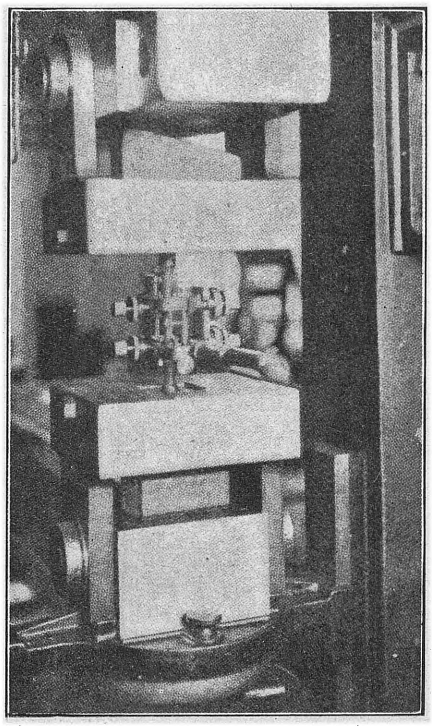
TABLICA V.

PRÓBKA EL3		PRÓBKA EL2	
Średnica 14 mm, długość pomiarowa 50 mm			
Granica sprężystości	15,5 kg/mm²	Granica sprężystości	14 kg/mm²
Płynność	46 „	Płynności niema	—
Moduł Younga	19300 „	Moduł Younga	17400 kg/mm²
Naprężenie zrywające	57 „	Nąprężenie zrywające	55 „
Wydłużenie	26%	Wydłużenia niema (próbka pękła poza długością pomiarową) .	—
Przewężenie	76%	Przewężenia niema	—

wnętrznych warstw przekroju i że największą część momentu skręcającego podejmuje zewnętrzna warstwa cementowana. Grubość tej powłoki wynosi około 0,75 mm.

Porównanie niżej podanych liczb przemawia wyraźnie na korzyść stali stopowych.

Próby na wydłużenie. Próby na rozerwanie można uzupełnić pomiarami na ekstensometrze. Na rys. 4 przedstawiono dwa wykresy, ilustrujące zachowanie się dwóch próbek z miękiej stali; jednej cementowanej i poddanej obróbce termicznej, drugiej tylko poddanej obróbce termicznej. Analiza chemiczna i obróbka termiczna były takie same, jak dla tablicy I. Rys. 5 przedstawia jedną z próbek z ekstensometrem typu Ewing, zastosowanym do 25-cio tonnowej maszyny do rozrywania.



Rys. 5. Widok ekstensometru.

Pomiary obciążenia i odpowiedniego wydłużenia stopniowano początkowo o 6,1 tonny, potem zaś, gdy pojawiły się pierwsze ślady pękania, o 0,2 tonny. Punkt płynności w próbce cementowanej był bardzo wyraźny, podczas gdy w próbce niecementowanej był zaznaczony bardzo słabo. Jest to uwidocznione przez krzywą 3, która wskazuje na nagłe rozciągnięcie bez zwiększenia obciążenia. Dalsze nieprawidłowości, przekraczające często granicę sprężystości i pochodzące z tego, iż wydłużenie rdzenia i powłoki są różne, również należy przeciwstawić zachowaniu próbek nienawęglonych.

Główne wyniki przedstawione w tablicy 5 stwierdzają, że podczas gdy wytrzymałość zwiększa się znacznie przez odpowiednie cementowanie i hartowanie, pod względem wydłużeń cementowanie wprowadza pewną nieprawidłowość. Jest rzeczą godną uwagi, iż współczynnik sprężystości przy cementowaniu wzrasta.

Pamiętać należy, że cyfry powyżej podane odnoszą się do określonych typów obciążeń. Reprezentują one tylko pewne możliwe wypadki w praktyce. Rzadko się zdarza, by części cementowane podlegały tylko jednemu rodzajowi obciążenia. W większości wypadków części cementowane podlegają jednocześnie zarówno statycznym, jak i dynamicznym obciążeniom na rozerwanie, uderzenie i skręcanie.

SPIS TREŚCI.

Prenumeratę kwartalną 8 zł. i roczną 30 zł. przyjmuje Administracja i P. K. O. na konto № 14.455. Cena zeszytu 2 zł. 90 gr.

Ceny ogłoszeń w złotych: 1 strona 200 zł., $^1/_2$ str. 110 zł., $^1/_4$ str. 60 zł., $^1/_8$ str. 30 zł., $^1/_{16}$ str. 15 zł.

Dopłaty: za pierwszą stronę okładki 100%; za zamówione miejsce na innych stronach 20%. Przy zamówieniach wielokrotnych ogłoszeń bez zmiany tekstu, udziela się następujących zniżek: za 3 krotne ogłoszenie 10%, za 6 krotne 15%, za 12 krotne 20%.

Dla poszukujących pracy 20% ustępstwa.

Adres Redakcji i Administracji: Warszawa, ulica Czackiego № 3 (Gmach Stowarzyszenia Techników).
Telefon № 1-47. Redakcja otwarta w środy od godz. 7 do 8 wieczorem.

Wydawca: *Sekcja Warsztatowa Stow. Inż. Mech. Polskich.* Redaktor odp. *inż. Edmund Oska.*

Zakład Drukarski Jan Ulasiewicz i Syn, Warszawa, Marszałkowska 49, tel. 35-48.